



Уральский
федеральный
университет

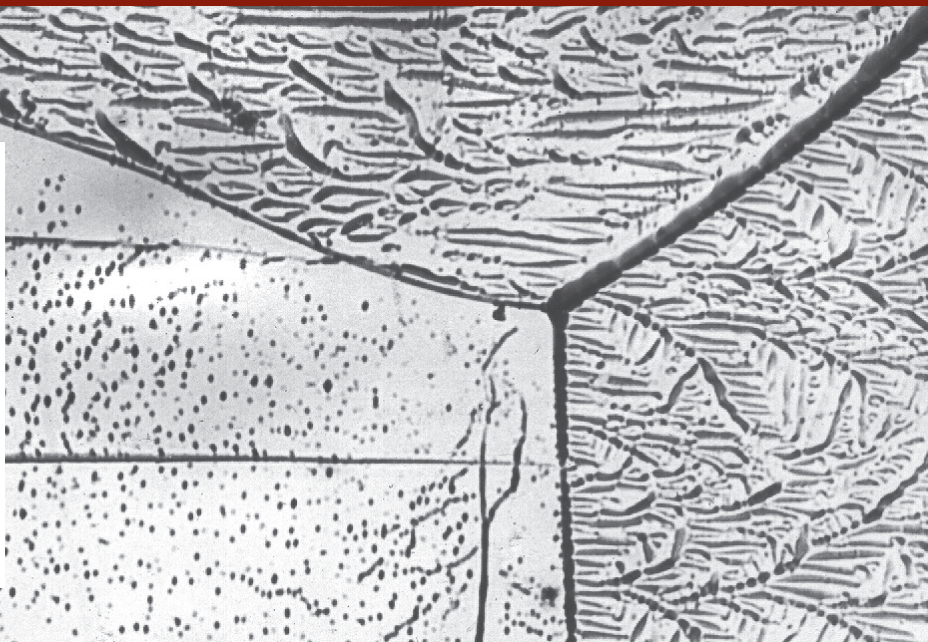
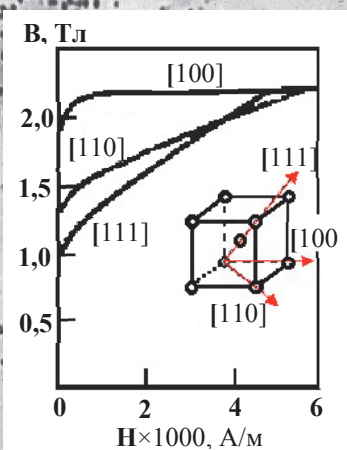
имени первого Президента
России Б.Н.Ельцина

Институт новых материалов
и технологий

М. Л. ЛОБАНОВ
А. А. РЕДИКУЛЬЦЕВ
М. А. ЗОРИНА

МЕТАЛЛОФИЗИКА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОМАШИНОСТРОЕНИЯ

Учебное пособие



Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

М. Л. Лобанов
А. А. Редикульцев
М. А. Зорина

МЕТАЛЛОФИЗИКА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОМАШИНОСТРОЕНИЯ

Учебное пособие

Рекомендовано методическим советом
Уральского федерального университета
для студентов вуза, обучающихся по направлению подготовки
22.04.01 — Материаловедение и технологии материалов

Екатеринбург
Издательство Уральского университета
2019

УДК 669.017:621.313(075.8)

ББК 34.2+31.261я73

Л68

Рецензенты:

кафедра материаловедения и физико-химии материалов факультета материаловедения и металлургических технологий Политехнического института Южно-Уральского государственного университета (завкафедрой д-р техн. наук, проф. *Г. Г. Михайлов*);

д-р физ.-мат. наук *И. В. Гервасьева* (ведущий науч. сотр. лаборатории микромагнетизма Института физики металлов УрО РАН)

Научный редактор — д-р техн. наук, проф. *А. А. Попов*

Лобанов, М. Л.

Л68 Металлофизика материалов для электромашиностроения : учебное пособие / М. Л. Лобанов, А. А. Редикульцев, М. А. Зорина ; Мин-во науки и высшего образования РФ. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2019. — 144 с.

ISBN 978-5-7996-2775-1

Рассмотрены материалы для магнитопроводов (электротехнические стали, аморфные и нанокристаллические магнитомягкие материалы) и их обмоток (медная проволока), используемые для изготовления основных частей генераторов, трансформаторов, электродвигателей. На основе анализа физики электромагнитных явлений проанализирована структура материалов, обеспечивающая наилучшие функциональные свойства изделий. Показано, как в результате термических и деформационных воздействий, реализованных в виде промышленных технологий, в материалах создаются необходимые структурно-текстурные состояния, соответствующие требуемым (заданным) функциональным свойствам изделий.

Табл. 15. Рис. 56.

УДК 669.017:621.313(075.8)

ББК 34.2+31.261я73

ISBN 978-5-7996-2775-1

© Уральский федеральный
университет, 2019

Оглавление

Введение	5
1. Общая характеристика материалов, применяемых в энергомашиностроении	8
1.1. Материалы для изготовления магнитопроводов электрических машин и трансформаторов.....	8
1.1.1. Необходимость преобразования электромагнитной энергии	8
1.1.2. Классификация материалов.....	10
1.1.3. Ферромагнетизм	13
1.1.4. Магнитомягкие материалы	23
1.1.5. Анизотропия магнитных свойств. Текстура	29
1.1.6. Удельные электромагнитные потери на перемагничивание в сердечнике трансформатора	32
1.2. Медная проволока как основной материал для обмоток преобразующих электроэнергию устройств	35
1.2.1. Электротехническая медь. Химический состав.....	35
1.2.2. Влияние химического состава на свойства электротехнической меди.....	37
1.2.3. Легирование кислородом технической меди.....	40
1.2.4. Факторы, влияющие на электропроводность технической меди.....	40
2. Основные группы материалов для изготовления магнитопроводов.....	43
2.1. Применение и нормируемые характеристики	43
2.2. Электротехнические стали. История развития.....	47
2.3. Электротехническая изотропная сталь	48
2.3.1. Средне- и низколегированная изотропная сталь	51
2.3.2. Высоколегированная изотропная сталь.....	52
2.4. Электротехническая анизотропная сталь	53
2.4.1. Электротехническая анизотропная сталь коммерческого класса	53

2.4.2. Электротехническая анизотропная высокопроницаемая сталь.....	61
2.4.3. Структурные изменения в процессе производства электротехнической анизотропной стали	68
2.5. Аморфные и нанокристаллические сплавы.....	105
3. Медная проволока как основной материал для обмоток преобразующих электроэнергию устройств	111
3.1. Производство медной катанки и проволоки	111
3.1.1. Технология выплавки и литья.....	111
3.1.2. Технология прокатки (получения катанки)	112
3.1.3. Технология получения проволоки.....	113
3.1.4. Термическая обработка	115
3.2. Структура медной катанки и проволоки.....	116
3.3. Текстура деформации при волочении меди.....	119
3.4. Текстура деформации при прокатке меди	127
3.5. Рекристаллизация холоднодеформированной меди	128
3.6. Анизотропия свойств меди	132
3.7. Покрытия электротехнической медной проволоки	134
Список библиографических ссылок	138

ВВЕДЕНИЕ

Наращивание производства и потребления электроэнергии остается важнейшим условием развития мирового сообщества в целом и отдельных регионов в частности. Несмотря на то что в последние тридцать лет производство электроэнергии удвоилось (рис. 1), неравномерность ее потребления сохранилась, что является стимулом для наращивания мощностей генерирующих компаний, а также средств для передачи, распределения и потребления энергии главным образом в густонаселенных развивающихся регионах.

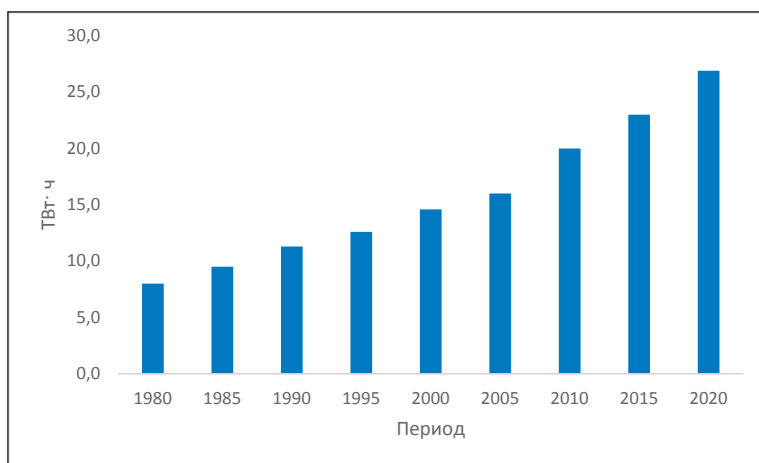


Рис. 1. Оценка потребления электроэнергии в мире¹

Данные табл. 1, в которой сопоставлены оценочные сведения об удельном потреблении электроэнергии в странах с развитой и развивающейся экономикой, свидетельствуют о том, что уровень энерговооруженности стран Северной Америки, Европы и ЮВА, с одной

¹ Источник: World Bank, International Energy Outlook 2016.

стороны, и части азиатских и африканских стран, с другой стороны, по-прежнему сильно различается.

Таблица 1

**Оценка потребления электроэнергии в различных регионах мира
в 2015 г., кВт·ч/чел. в год²**

Регион	Год	
	2015	2040
Северная Америка	13 230	16 552
Китай	3 927	6 602
Европа, включая Россию	3 083	4 585
Юго-восточная Азия	3 000	4 585
Африка	2 906	5 657
Южная Америка	2 122	3 234
Индия	805	1 813
В среднем по всем регионам	3 144	4 675

Следуя общемировой тенденции индустриализации развивающихся стран, энергетическое машиностроение будет прирастать, главным образом, в азиатских странах, таких как Китай, Индия, Тайвань, Таиланд, Вьетнам, Индонезия. По некоторым оценкам, в 2017 году на долю азиатских стран приходилось более 60 % производства трансформаторов, генераторов и другого оборудования, используемого при строительстве объектов энергетики, что является гарантией ускоренного сокращения отставания этих стран во всех сферах деятельности.

Центральной проблемой дальнейшего развития энергетики является проблема энергосбережения как на стадии выработки электроэнергии, так и в процессе ее использования. Помимо совершенствования конструкции энергетического оборудования, важно минимизировать потери в сердечниках вращающихся и стационарных электрических систем. По некоторым оценкам, например [1], в 2015 году в магнитопроводах электрооборудования теряется до 7 % вырабатываемой энергии, что в мировых масштабах составляет ~1,5 млн ГВт в год. Около 15 % этих потерь приходится на генерацию, 20 % — на передачу, 25 % — на распределение и до 40 % — на потребление электроэнергии. Разработка и применение в энергомашиностроении магнитомягких мате-

² Источник: World Bank, International Energy Outlook 2016.

риалов с пониженными удельными потерями остаются сейчас одним из основных способов энергосбережения.

В настоящее время наиболее распространенными материалами для изготовления магнитопроводов электрических машин (генераторов и электродвигателей) и трансформаторов являются электротехнические стали [2...4]. За последние 25 лет потери в трансформаторной (электротехнической анизотропной) стали в среднем снизились на 10 %, в высоколегированной динамной (электротехнической изотропной) стали — на 15 %, средне- и низколегированной динамной стали — на 10 %.

1. Общая характеристика материалов, применяемых в энергомашиностроении

1.1. Материалы для изготовления магнитопроводов электрических машин и трансформаторов

1.1.1. Необходимость преобразования электромагнитной энергии

Энергия электрического тока измеряется произведением силы тока I на напряжение U :

$$W = IU.$$

В то же время при передаче тока по проводам количество энергии выделяющегося в каждую секунду в проводе при прохождении по нему тока

$$P = I^2 R.$$

Отсюда следует важный вывод о том, что для минимизации потерь электроэнергии при передаче необходимо максимально повышать напряжение U (при фиксированном значении силы тока). Однако по причинам безопасности для бытового использования пригодно напряжение максимум в несколько сотен вольт. Таким образом, передача электроэнергии от генерирующих мощностей до конечного потребителя требует обязательного преобразования величины напряжения. Устройство, которое преобразует или трансформирует электрическую энергию с одного напряжения на другое, называется трансформатором (рис. 2).

Всякое изменяющееся магнитное поле вызывает в проводниках, находящихся в этом магнитном поле, напряжение и при замкнутой цепи — электрический ток. Это явление носит название электромагнитной индукции.

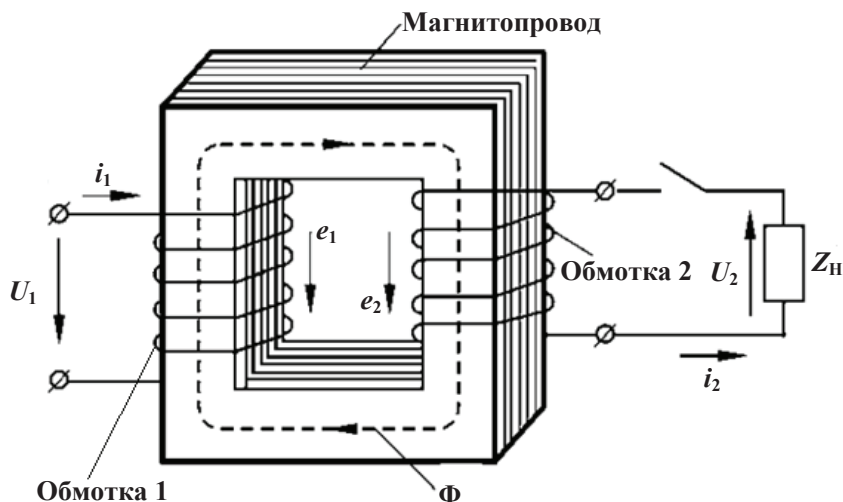


Рис. 2. Схема работы трансформатора [5]

Пусть имеется две катушки одинакового диаметра: в одной n_1 витков, в другой — n_2 . Поместим эти катушки в одно и то же переменное магнитное поле, так чтобы сила поля обеих катушек была одинакова, т. е. магнитный поток, пронизывающий катушки, тоже одинаков. В каждом витке этих катушек возникает одинаковое напряжение. Так как количество витков разное, суммарное напряжение на катушках будет разное. Чем больше витков, тем большее напряжение получается на катушке.

Поместим вокруг первой катушки вторую. Пустим через первую катушку переменный ток, тогда в другой катушке получится тоже переменный ток, только другой величины (в зависимости от количества витков). $U_1/U_2 \sim n_1/n_2 \sim k$ — коэффициент трансформации, который показывает, с какого напряжения на какое другое может данный трансформатор преобразовать электрическую энергию.

Ток нагревает провода. Кроме того, часть магнитного потока рассеивается, т. е. не доходит до второй катушки, — происходит значительная потеря энергии. Для уменьшения потерь энергии необходимо добиться, чтобы возможно большая часть магнитного потока первой катушки проходила целиком через вторую катушку. Это можно сделать, например, с помощью железного сердечника. Железо обладает свойством ферромагнетизма: для создания магнитного потока в железном сердечнике, охватывающем катушку, необходима значитель-

но меньшая (в тысячи раз) величина тока. Стало быть, и малы потери энергии в обмотке.

Однако значительная часть энергии будет теряться в самом железном сердечнике, так как перемагничивание сердечника требует ее затраты. Поэтому сердечник должен делаться из специального материала в виде тонких листов.

1.1.2. Классификация материалов

В зависимости от магнитных свойств все металлические материалы разделяют:

- на парамагнетики;
- диамагнетики;
- ферромагнетики;
- антиферромагнетики;
- ферримагнетики.

Парамагнетики при помещении их во внешнее магнитное поле намагничиваются слабо, причем вектор их собственного магнитного поля совпадает с вектором внешнего магнитного поля.

Помещенные во внешнее магнитное поле *диамагнетики* намагничиваются так же слабо, как и парамагнетики, но вектор их собственного магнитного поля направлен против вектора внешнего магнитного поля.

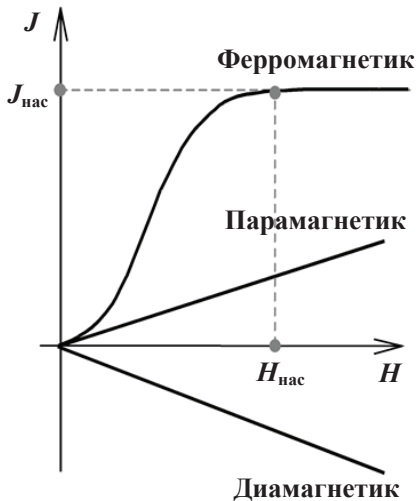


Рис. 3. Качественная зависимость намагниченности от внешнего магнитного поля для различных магнетиков

Главным отличием *ферромагнетиков* от двух предыдущих групп магнитных материалов является их способность к очень сильному намагничиванию (рис. 3). Магнитная восприимчивость таких материалов велика и зависит от внешнего магнитного поля. Основная особенность ферромагнитных веществ заключается в том, что в отсутствие поля ферромагнетик разбит на отдельные области, которые называются доменами. Каждая из областей намагничена до насыщения.

Антиферромагнетизм (от анти- и ферромагнетизм) — одно из магнитных состояний вещества, отличающееся тем, что магнитные моменты соседних частиц вещества ориентированы навстречу друг другу. Намагниченность антиферромагнетика в магнитном поле в целом очень мала. Этим антиферромагнетизм отличается от ферромагнетизма, при котором одинаковая ориентация элементарных магнетиков приводит к высокой намагниченности тела в магнитном поле.

В самом простом случае коллинеарного антиферромагнетика магнитные моменты подрешеток вещества ориентируются вдоль или против оси антиферромагнетика. Есть случаи неколлинеарного антиферромагнетика, когда ориентировки подрешеток образуют треугольники или спирали. Признак наличия антиферромагнетизма — температура Нееля, при которой теряется антиферромагнитная природа магнетика и он переходит в парамагнетик (рис. 4).

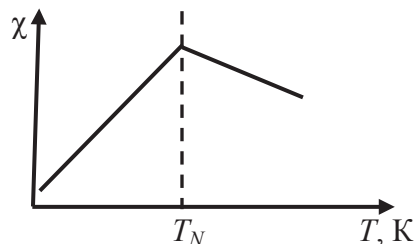


Рис. 4. Качественная зависимость магнитной восприимчивости χ антиферромагнетика от температуры (T_N — температура Нееля)

Среди элементов антиферромагнетиками являются твердый кислород, хром ($T_N = 311$ К), а также ряд редкоземельных металлов. В последних обычно наблюдаются сложные антиферромагнитные структуры в температурной области между T_N и $0 \text{ К} < T_1 < T_N$. При более низких температурах они становятся ферромагнетиками.

Данные о наиболее известных антиферромагнетиках приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 2

Данные о наиболее известных антиферромагнетиках

Элемент	T_1 , К	T_N , К
Dy (диспрозий)	85	179
Ho (гольмий)	20	133
Er (эрбий)	20	85
Tm (тулий)	22	60
Tb (тербий)	219	230

Таблица 3

Ряд соединений, проявляющих антиферромагнитные свойства

Соединение	T_N , K	Соединение	T_N , K
MnSO ₄	12,0	MnO	120,0
FeSO ₄	21,0	FeO	190,0
CoSO ₄	12,0	CoO	290,0
NiSO ₄	37,0	NiO	650,0
MnCO ₃	32,5	MnF ₂	72,0
FeCO ₃	35,0	FeF ₂	79,0
CoCO ₃	38,0	CoF ₂	37,7
NiCO ₃	25,0	NiF ₂	73,2

Ферримангнетики — материалы, у которых магнитные моменты атомов различных подрешеток ориентируются антипараллельно, как и в антиферромагнетиках, но моменты различных подрешеток не равны и тем самым результирующий момент не равен нулю. Ферримангнетизм состоится:

- если есть недостаток атомов в одной из подрешеток;
- есть разность в магнитных моментах атомов в подрешетках (например, ими могут быть различные ионы железа: Fe²⁺ и Fe³⁺).

Ферримангнетики имеют доменную структуру, состоящую из двух или более подрешеток, связанных антиферромагнитно (антипараллельно). Поскольку подрешетки образованы атомами (ионами) различных химических элементов или неодинаковым их количеством, они имеют различные по величине магнитные моменты, направленные антипараллельно. В результате появляется отличная от нуля разность магнитных моментов подрешеток, приводящая к спонтанному намагничиванию кристалла.

У ферримангнетиков доменная структура, как и у ферромагнетиков, образуется при температурах ниже точки Кюри. К ферримангнетикам применимы все магнитные характеристики, вводимые для ферромагнетиков. В отличие от ферромагнетиков, они имеют высокое значение удельного сопротивления, меньшую величину индукции насыщения, более сложную температурную зависимость индукции.

Свойствами ферримангнетиков обладают некоторые упорядоченные металлические сплавы, но главным образом различные оксидные соединения, среди которых наибольший практический интерес представляют ферриты (Fe₃O₄ и др.).

1.1.3. Ферромагнетизм

Из всех указанных типов материалов наибольшую распространенность в качестве магнитных получили ферромагнетики вследствие своей способности к сильному намагничиванию. Наиболее типичными представителями ферромагнетиков являются железо, кобальт, никель, редкоземельные металлы (Gd, Dy, Tb, Ho, Er, Tm). Ферромагнетики — сплавы этих металлов с другими элементами и между собой. Сплав Гейслера вида Cu_2MnAl проявляет такие же магнитные свойства, как железо (сплавы Гейслера — тройное интерметаллическое соединение с химической формулой X_2YZ).

Железо — самый распространенный ферромагнетик, обладающий двумя типами магнетизма: до 768°C оно ферромагнитно, выше 768°C — парамагнитно. Температура перехода из ферромагнитного в парамагнитное состояние называется точкой Кюри и имеет различные значения для разных ферромагнетиков: железо — 768°C , кобальт — 1150°C , никель — 360°C , гадолиний (Gd) — 16°C .

Доменная структура ферромагнетиков. Как уже было отмечено выше, ферромагнетик, помещенный во внешнее магнитное поле, способен быстро и сильно намагничиваться, т. е. создавать собственное магнитное поле.

Согласно теории ферромагнетизма, основная особенность ферромагнитных веществ заключается в том, что в силу их ярко выраженных магнитных свойств, отдельные микрообъемы структуры материала способны к самопроизвольному намагничиванию до насыщения. Такие микрообъемы называются доменами.

Рассмотрим причину разбиения ферромагнетика на домены. Для этого выделим внутри него область A (рис. 5, a) и предположим, что под влиянием обменных сил магнитные моменты всех атомов этой области выстроились параллельно друг другу (рис. 6) [2]. Область A будет намагничена до насыщения.

Теперь, если бы в области B , лежащей ниже области A (рис. 5, a), магнитные моменты атомов расположились так же, как и в области A , то в соседстве оказались бы два магнита, соприкасающиеся одноименными полюсами (рис. 5, b). Такое состояние является неустойчивым, так как ему соответствует максимум энергии магнитного взаимодействия. Более устойчивым будет состояние, при котором магнитные поля соприкасающихся областей смыкаются, т. е. состояние, при ко-

тором соседние области кристалла намагничены противоположно друг другу (рис. 5, в). Однако даже в этом случае энергия магнитного взаимодействия не будет минимальной, поскольку ферромагнетик будет вынужден поддерживать собственное магнитное поле во внешнем пространстве (рис. 5, в). Для устранения данного недостатка, помимо основных больших доменов, формируется система малых замыкающих доменов, в результате чего магнитное поле замыкается внутри ферромагнетика, а энергия магнитного взаимодействия становится минимальной (рис. 7, а).

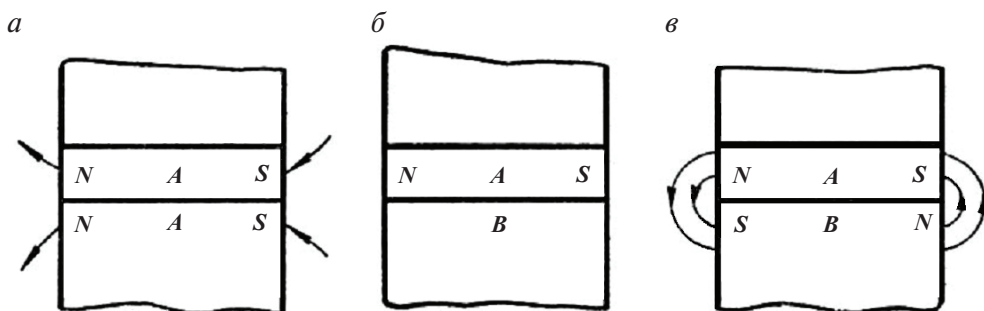


Рис. 5. Деление ферромагнетика на домены [2]

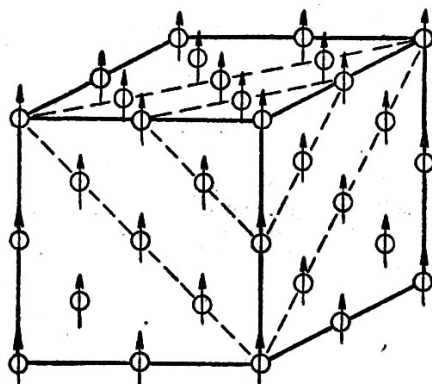


Рис. 6. Спонтанное намагничивание ферромагнетика

Между соседними доменами имеются границы, ширина которых исчисляется долями микрона. Магнитные моменты атомов, находящихся в граничном слое между различно намагниченными доменами, постепенно изменяют свое направление из положения, соответствующего магнитному моменту одного из доменов, в положение, соответствующее магнитному моменту соседнего домена. Такие гра-

нические области получили название доменных стенок, или стенок Блоха [2].

Таким образом, в отсутствие внешнего магнитного поля кристалл ферромагнетика, находящийся в размагниченном состоянии, должен состоять из большого числа отдельных относительно мелких областей (доменов), намагниченных до насыщения, но сориентированных таким образом, что их магнитные моменты компенсируют друг друга, а результирующая намагниченность образца J_ϕ равна нулю (рис. 7, а) [2].

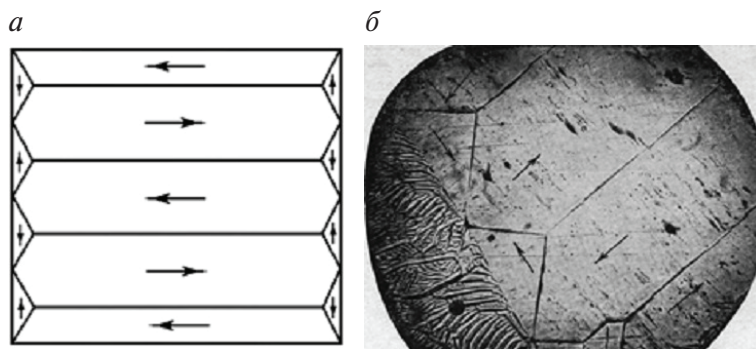


Рис. 7. Доменная структура ферромагнитных тел:

а — теоретически предсказываемая картина деления ферромагнетика на домены; б — фотография края кристалла кремнистого железа с выявленными границами доменов [2]

О величине намагниченности ферромагнетика можно судить и по такой физической характеристике, как магнитная индукция B , измеряемая в теслах (Тл). Магнитной индукцией B называется суммарная напряженность, созданная отдельными доменами ферромагнитного образца [3, 4, 6]:

$$B = J + \mu_0 H,$$

где J — собственная (внутренняя, истинная) намагниченность ферромагнитного образца, магнитная поляризация, Тл; μ_0 — магнитная постоянная, $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м; H — напряженность магнитного поля, А/м.

Гипотеза о существовании доменов была высказана в 1907 году П. Э. Вейссом, но свое теоретическое обоснование она получила лишь в 1935 году в работах Л. Д. Ландау и Б. Г. Лившица. На рис. 7, б показано предсказываемое теорией разбиение ферромагнитного кристалла на домены. Помимо плоских антипараллельно направленных доменов, на концах кристалла возникают небольшие области в виде трехгранных призм, замыкающие магнитные потоки, выходящие из соседних до-

менов. Такое замыкание дополнительно уменьшает магнитную энергию и делает систему более устойчивой. Антипараллельно направленные домены также называются 180-градусными, поскольку магнитные моменты атомов, составляющих два соседних домена, разориентированы на 180° . Второе название для трехгранных замыкающих доменов — 90-градусные, так как магнитные моменты атомов, составляющих два соседних домена, разориентированы на 90° .

К настоящему моменту разработан ряд экспериментальных методов исследования доменной структуры ферромагнетиков. Наиболее широкое распространение получил метод порошковых фигур, предложенный Н. С. Акуловым и Ф. Биттером и состоящий в следующем. Хорошо полированную поверхность ферромагнетика помещают в жидкость со взвешенными в ней коллоидными частицами ферромагнитного порошка. Так как по границам доменов магнитные поля компенсированы не полностью, то частицы оседают в основном по этим границам, выявляя сами домены. Показанная на рис. 7, б доменная структура кристалла кремнистого железа получена именно таким методом [2].

В конце XX в. метод порошковых фигур несколько усовершенствован. Жидкость со взвешенными в ней коллоидными частицами ферромагнитного порошка помещают в дискообразную линзу, одна сторона которой выполнена из прозрачного материала, а периметр представляет собой небольшой соленоид. При помещении данной линзы на поверхность ферромагнитной пластины магнитное поле, создаваемое ее соленоидом, приводит к незначительному локальному намагничиванию образца, в результате чего его доменная структура перестает быть равновесной. Поскольку искажения магнитных полей доменов сосредоточены на их границах, то оседающие на них частицы ферромагнитного порошка позволяют выявить сами домены (рис. 8).

Ферромагнетики в магнитном поле. При помещении ферромагнетика во внешнее магнитное поле происходит его намагничивание. Процесс намагничивания состоит из смещения доменных границ и вращения векторов намагниченности.

На рис. 9 показана кривая намагничивания ферромагнетика [3, 4, 6], на которой условно можно выделить несколько стадий:

1. Стадия Ia (0-A) — участок Рэлея. Домены (рис. 9), ориентация магнитных моментов которых наиболее близка к ориентации вектора напряженности внешнего магнитного поля H , начинают расти, а домены с другой ориентацией магнитных моментов — уменьшаться (рост

одних за счет других). То есть магнитные моменты атомов, составляющих уменьшающиеся домены, постепенно ориентируются параллельно магнитным моментам атомов, составляющих растущие домены. Процесс намагничивания на участке Рэлея является обратимым.

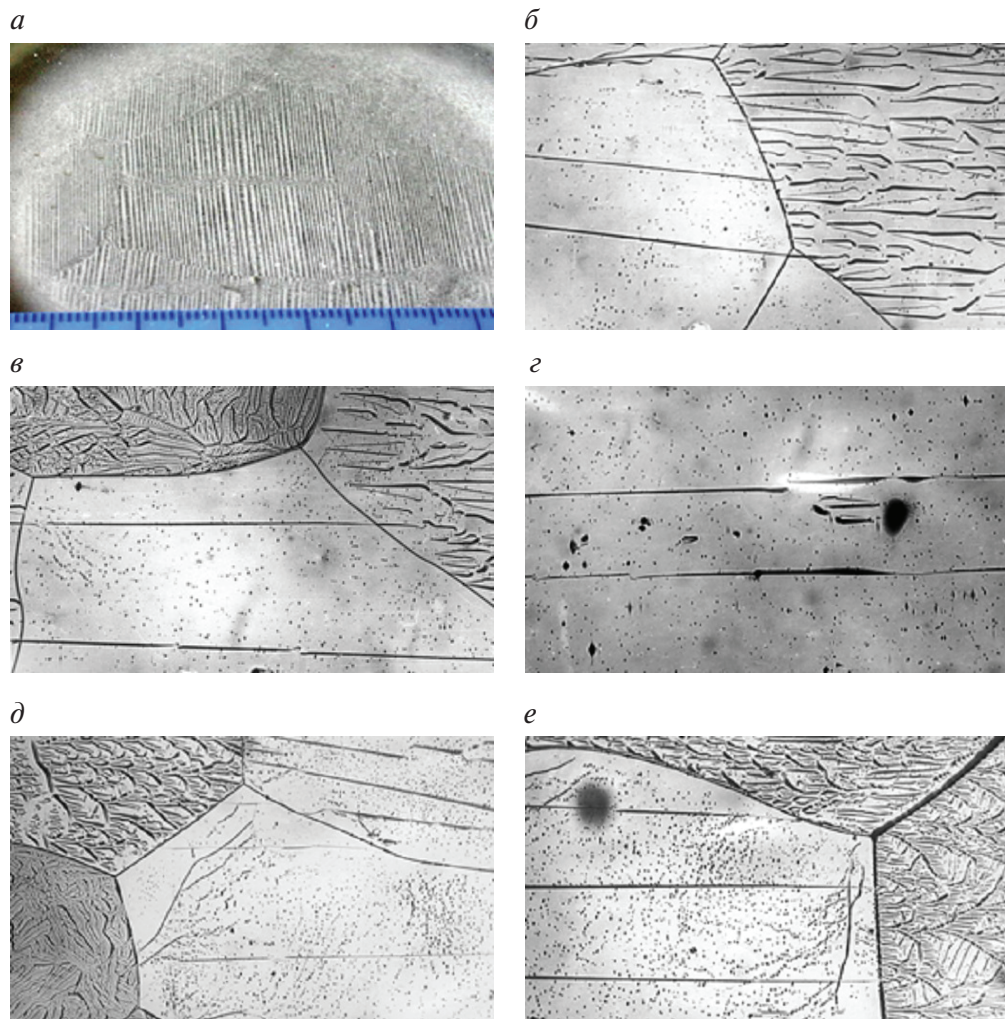


Рис. 8. Доменная структура электротехнической анизотропной стали:
а — макроструктура; *б–е* — микроструктура ($\times 200$), домены в зернах различных ориентаций

2. Стадия Iб (А-С). Участок Баркгаузена. Стадия интенсивного намагничивания. Доменные границы на данной стадии двигаются скачкообразно. Большая часть доменов (объема) становится в благоприятную ориентировку по отношению к внешнему магнитному полю.

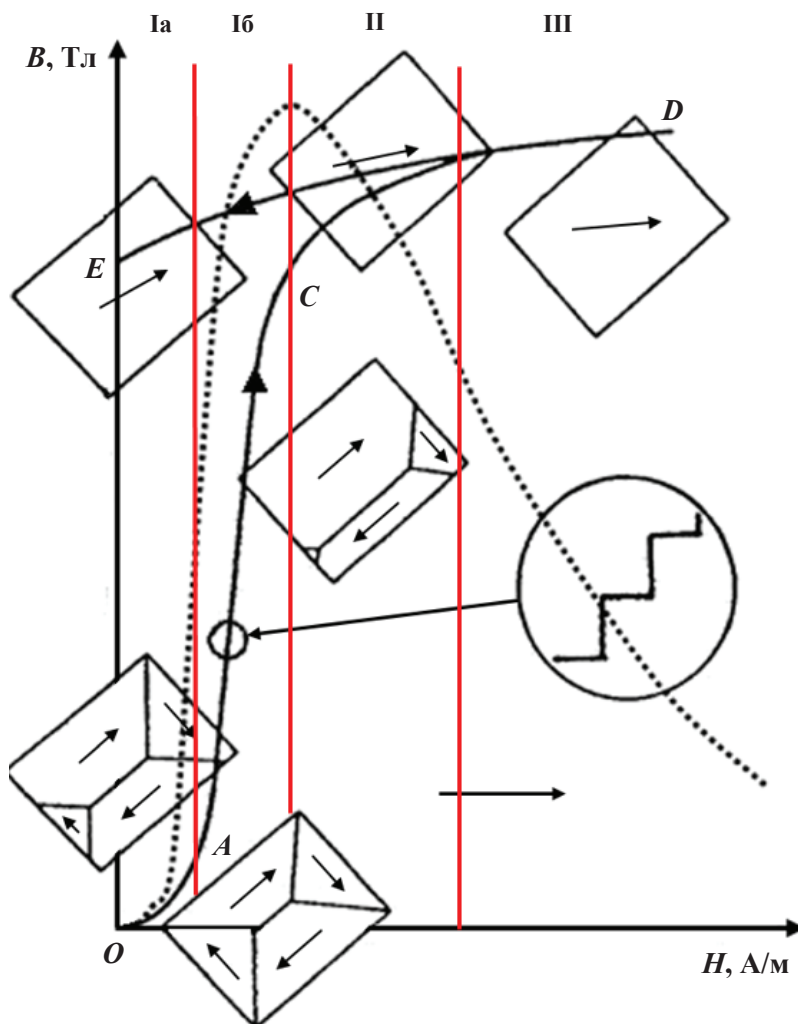


Рис. 9. Изменение доменной структуры и магнитной индукции ферромагнетика при его намагничивании и размагничивании

Эксперименты показали, что скачки Баркгаузена соответствуют не полному повороту домена, а нерегулярным флуктуациям в движении границы домена (стенки Блоха) под действием приложенного магнитного поля. Очень ясный и сильный шум наблюдается и при движении границы одиночного домена.

3. Стадия II. На второй стадии происходит поворот или вращение вектора намагниченности объема в направлении к вектору напряженности внешнего магнитного поля H и доворот остальных векторов на-

магнитности в благоприятном направлении. Окончание стадии II считается окончанием процесса технического намагничивания.

4. Парапроцесс. Намагниченность растет слабо. Третья стадия намагничивания ферромагнетика связана с окончательным доворотом вдоль внешнего магнитного поля магнитных моментов оставшихся отдельных атомов (ранее имеющих другую ориентировку), до этого в магнетизм вклада не вносивших.

После завершения третьей стадии намагничивания говорят, что ферромагнетик намагничен до насыщения (J_s — намагнитенность насыщения), т. е. при дальнейшем увеличении напряженности внешнего магнитного поля намагнитенность самого ферромагнетика увеличиваться не будет.

По мере уменьшения напряженности внешнего магнитного поля H ферромагнетик будет размагничиваться (см. рис. 9), а его доменная структура — постепенно возвращаться к исходному состоянию. При этом парапроцесс является обратимым, все остальное — нет.

При полностью снятом внешнем магнитном поле ферромагнетик не размагничивается полностью, а характеризуется остаточной намагнитенностью (J_r), вызванной неполной компенсацией друг друга доменами с противоположной ориентацией векторов намагнитенности. Для того чтобы полностью размагнитить такой ферромагнетик, к нему необходимо будет приложить внешнее магнитное поле противоположного знака.

Значение напряженности внешнего магнитного поля противоположного знака, которое необходимо приложить для того, чтобы полностью размагнитить ферромагнетик, предварительно намагнитенный до насыщения, называется коэрцитивной силой H_c (рис. 10). По мере увеличения напряженности внешнего магнитного поля противоположного знака ферромагнетик будет намагничиваться вдоль этого поля, т. е. приобретать намагнитенность противоположного знака по отношению к первоначальной. При снятии внешнего магнитного поля противоположного знака ферромагнетик также будет характеризоваться остаточной намагнитенностью ($-J_r$), для снятия которой необходимо будет приложить к нему внешнее магнитное поле первоначального знака.

После завершения такого цикла намагничивания график намагнитенности ферромагнетика замкнется в петлю (рис. 10), называемую петлей гистерезиса. Все последующие циклы намаг-

ничивания и перемагничивания ферромагнетика в переменном магнитном поле будут происходить в соответствии с этой петлей. Намагничивание ферромагнетика при значениях H меньше полей насыщения приводит к появлению семейства петель гистерезиса в координатах H - B .

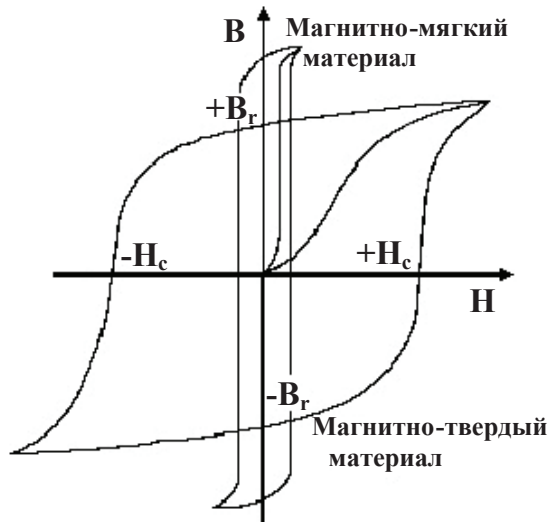


Рис. 10. Петли гистерезиса для магнитно-мягкого и магнитно-твердого материалов

По способности к более легкому или более трудному намагничиванию и размагничиванию ферромагнетики делятся на магнитно-мягкие и магнитно-твердые материалы. Магнитно-мягкие материалы должны легко и сильно намагничиваться и перемагничиваться, даже в слабых полях (при небольших значениях напряженности внешнего поля H), поэтому их коэрцитивная сила H_c должна быть минимально возможной, а намагниченность насыщения J_s — максимально возможной. Петля гистерезиса таких материалов узкая и высокая (см. рис. 10). Магнитно-твердые материалы применяются для изготовления постоянных магнитов (сплавы типа Fe-Ni-Al, Fe-Cr-Co, Fe-Co-V, Co-Pt, Cu-Ni-Co и т. д.), гистерезисных двигателей (сплавы типа Fe-Co-Ni-V, Fe-Co-Cr-V, Fe-Co-W-Mo и т. д.), а также носителей магнитной записи (Fe-Cr-Ni). После намагничивания магнитно-твердые материалы не должны самопроизвольно размагничиваться, что обеспечивается их высокой коэрцитивной силой. Петля гистерезиса таких материалов широкая.

Природа коэрцитивной силы [6]. Коэрцитивная сила H_c важна с точки зрения понимания гистерезисных потерь при низких частотах, так как площадь петли гистерезиса приблизительно равна произведению индукции насыщения B_s на коэрцитивную силу H_c . Это значит, что потери энергии при прохождении гистерезиса есть с точностью до фактора 2...4 величина порядка $B_s H_c$.

Само существование в массивном материале небесконечной начальной проницаемости и отличной от нуля коэрцитивной силы свидетельствует о несовершенстве и неоднородности образца. В идеальном образце граничный слой, разделяющий два противоположно намагниченных домена, должен легко перемещаться при наложении предельно малого внешнего поля H .

Из простых соображений природа H_c может быть объяснена следующим образом: энергия образца в результате местных изменений во внутренних напряжениях, примесях, размерах кристаллитов и т. д., может изменяться в зависимости от положения границ доменов (рис. 11).

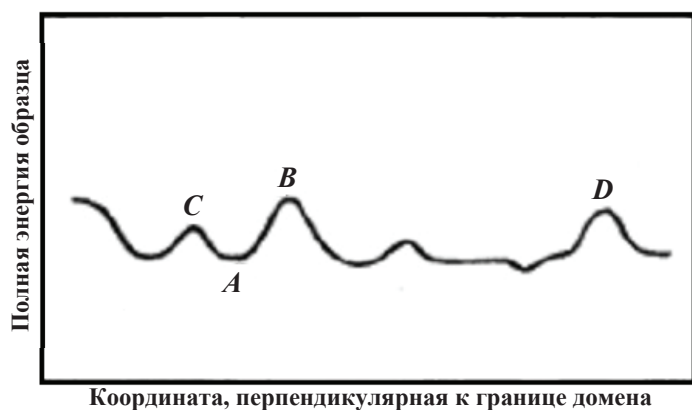


Рис. 11. Изменение энергии образца в зависимости от положения границы домена [7]

В присутствии поля граница не будет в состоянии сильно смещаться до предельного правого положения D до тех пор, пока энергия не увеличится до величины, дающей возможность границе пройти через точку B , соответствующую максимуму энергии границы. Качественно эта картина коэрцитивного процесса объясняет тот факт, что коэрцитивные силы уменьшаются при уменьшении количества примесей, а также когда внутренние напряжения снимаются отжигом. Отсюда ясно

также, почему сплавы, содержащие выпавшую дисперсную фазу, являются магнитомягкими.

Существенная физическая проблема коэрцитивной силы может быть сведена к проблеме определения критического магнитного поля H_0 , необходимого для перемещения переходного слоя, разделяющего противоположно намагниченные домены. Теория должна также указывать механизм, в силу которого энергия образца будет более или менее нерегулярно изменяться с изменением положения слоя Блоха. Если энергия изменяется нерегулярно, то найдутся положения с минимальной энергией; и слои, естественно, займут эти положения. Слои могут быть смещены из этих положений в результате наложения магнитного поля, которое оказывает на них давление, стремящееся сместить их таким образом, чтобы увеличить намагниченность в направлении поля. Коэрцитивная сила H_c указывает силу поля, необходимую для перенесения слоя через наивысший энергетический горб из одной потенциальной ямы в другую.

Существует три основных теории, объясняющие существование коэрцитивной силы [6]:

1. Теория напряжений (Ф. Блох (1932), Е. И. Кондорский (1937), М. Керстен (1938)). Неоднородные внутренние напряжения и деформации могут определять сопротивление движению границы.

2. Теория включений. Теория, учитывающая влияние агрегатов или включений посторонних атомов, была разработана М. Керстеном (1943).

3. Обобщение двух теорий (Л. Неель, 1946). Неель Л. обобщил две теории, подчеркнул роль размагничивающей энергии, связанной с изменениями намагниченности, вызванными внутренними деформациями и включениями.

Коэрцитивная сила H_c может быть получена из цикла $J(H)$ или $B(H)$ (обозначается соответственно H_c^J и H_c^B). Коэрцитивная сила H_c^J всегда больше H_c^B . Этот факт объясняется тем, что в правой полуплоскости графика гистерезиса значение B больше, чем H , на величину $\mu_0 H$: $B = J + \mu_0 H$. В правой полуплоскости, наоборот, B меньше, чем H , на величину J . Следовательно, в первом случае кривые $B(H)$ будут располагаться выше кривых $J(H)$, а во втором — ниже. Это делает цикл гистерезиса $B(H)$ уже цикла $J(H)$.

1.1.4. Магнитомягкие материалы

Для изготовления магнитопроводов электрических машин и трансформаторов применяются магнитомягкие материалы (табл. 4). Такие материалы традиционно делят на электротехнические стали и прецизионные магнитомягкие сплавы. Из-за особенностей получения и способов формирования оптимальных магнитных свойств в особую группу выделяют аморфные и нанокристаллические магнитомягкие сплавы.

Таблица 4

Требования к магнитным свойствам магнитомягких материалов при использовании в различных электротехнических устройствах [4]

Применение	Требования к магнитным свойствам магнитопровода
Трансформаторы: силовые	—
согласующие	
широкополосные	
питания	
Электрические машины	
Электромагнитное реле	Высокая индукция, низкая коэрцитивная сила
Измерительные трансформаторы тока и напряжения	Высокая начальная магнитная проницаемость
Насыщающиеся реакторы	Высокий коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса, низкая динамическая коэрцитивная сила
Задающие трансформаторы	
Магнитные усилители	
Магнитные ключи	
Трансформаторы: импульсные	Низкий коэффициент прямоугольности петли магнитного гистерезиса, высокая магнитная индукция
сигнальные	
Накопительные трансформаторы	Высокая запасенная магнитная энергия
Реакторы: накопительные	
токоограничивающие	
сглаживающие	
помехоподавления	
Магнитомеханические преобразователи (вибраторы)	Высокая магнитострикция, высокий коэффициент магнитомеханической связи
Магнитные экраны	Высокая магнитная проницаемость в заданном поле

Железо и низкоуглеродистые стали. Основным компонентом большинства магнитных материалов является железо. Само по себе железо типичный магнитомягкий материал, магнитные свойства которого существенно зависят от содержания примесей: $H_c \sim 48$ А/м для электролитического железа; $H_c \sim 0,8$ А/м для железа зонной плавки.

Электролитическое железо. Получают при электролизе раствора сернокислого или хлористого железа, причем анодом служит чистое железо, а катодом — пластина мягкой стали. Осажденное на катоде железо (толщина слоя 4...6 мм) после тщательной промывки снимают и измельчают в порошок в шаровых мельницах; подвергают вакуумному отжигу или переплавляют в вакууме.

Карбонильное железо. Получают посредством термического разложения пентакарбонила железа, который представляет собой продукт воздействия оксида углерода на железо при температуре около 200 °С и давлении 15 МПа. Карбонильное железо имеет вид тонкого порошка, что делает его удобным для изготовления прессованных магнитных сердечников. В карбонильном железе отсутствуют кремний, фосфор и сера, но содержится углерод.

Технически чистое железо. Содержит небольшое количество примесей углерода, серы, марганца, кремния и других элементов, ухудшающих его магнитные свойства. Технически чистое железо вследствие низкого удельного сопротивления используют редко, в основном для изготовления материалов постоянного магнитного потока. Технически чистое железо изготавливают рафинированием чугуна в мартеновских печах или в конвертерах.

Зонная плавка (зонная перекристаллизация) — метод очистки твердых веществ, основанный на различной растворимости примесей в твердой и жидкой фазах. Метод является разновидностью направленной кристаллизации, от которой отличается тем, что в каждый момент времени расплавленной является некоторая небольшая часть образца. Такая расплавленная зона передвигается по образцу, что приводит к перераспределению примесей. Если примесь лучше растворяется в жидкой фазе, то она постепенно накапливается в расплавленной зоне, двигаясь вместе с ней. В результате примесь скапливается в одной части исходного образца. По сравнению с направленной кристаллизацией этот метод обладает большей эффективностью. Метод был предложен В. Дж. Пфанном в 1952 году и с тех пор завоевал большую популярность. В настоящее время метод используется для очистки более 1500 веществ.

Чистое железо используется только для постоянных полей или низких частот. Для работы в переменных полях применяются электротехнические стали, которые составляют ~98,5 % всех магнитомягких материалов, производимых сейчас в мире.

Электротехнические стали. Данная группа материалов применяется преимущественно в трех видах изделий:

- электрические машины (генераторы, электродвигатели);
- трансформаторы (преимущественно работающие при низких частотах);
- выключающие устройства (электромагнитные реле).

Поэтому электротехнические стали в соответствии с тремя названными случаями подразделяют на динамные (электротехнические изотропные), трансформаторные (электротехнические анизотропные) и релейные.

Современные электротехнические стали представляют собой сплав железа с кремнием, а иногда с алюминием, при малом содержании углерода (углерод является вредной примесью, снижающей магнитные свойства). От данных материалов требуется высокое значение индукции насыщения и малые потери на перемагничивание.

Различие в применении динамных (электротехнических изотропных) и трансформаторных (электротехнических анизотропных) сталей заключается в том, что в магнитопроводах из анизотропных сталей направление магнитного потока неизменно, а изотропные стали используются в магнитопроводах, в которых магнитный поток либо вращается, либо охватывает все направления в плоскости листа.

Получение высоких магнитных свойств в определенных направлениях полосы (анизотропию свойств) в трансформаторной стали обеспечивается формированием острой кристаллографической текстуры. В настоящее время разработаны способы получения трансформаторной стали с текстурой (110)[001], за счет реализации в материале процесса вторичной рекристаллизации. Получение высоких изотропных магнитных свойств в динамных сталях обеспечивается сочетанием структуры (зеренная структура и чистота материала) с благоприятной текстурой и составляет предмет исследования в этих материалах. Подробно металловедение динамных и трансформаторных сталей рассмотрено в следующих главах настоящего пособия.

Релейные стали, как правило, представляют собой особочистые низколегированные стали (основное требование — низкая коэрци-

тивная сила и высокая индукция насыщения) без специальной технологии производства. Нелегированные динамные стали могут использоваться как релейные. Поэтому далее релейные стали отдельно не рассматриваются.

Прецизионные магнитомягкие сплавы. По объему производства прецизионные сплавы значительно уступают электротехническим сталям, однако области их применения гораздо разнообразнее. В настоящее время сложилось разделение магнитомягких сплавов по основным свойствам и назначению на 7 групп (табл. 5). Также отдельно можно выделить магнитомягкие сплавы со специальными свойствами (табл. 6).

Таблица 5

**Разделение магнитомягких сплавов
по основным свойствам и назначению [4]**

Группа сплавов	Основа сплава	Марка	Основные параметры	Назначение
С наименьшей μ в слабых магнитных полях	Fe-Ni	79НМ, 80НХС, 81НМА, 83НФ	$\mu_a \approx (2...20) \cdot 10^4$, $\mu_{\max} \approx 10^5...10^6$, $\rho \approx 0,55...0,80$ мкОм·м, $B_s \approx 0,5...0,8$ Тл	Сердечники малогабаритных трансформаторов, дросселей, реле, головок магнитной записи, феррозондов, магнитные экраны
С высокой μ и повышенным ρ	Fe-Ni	50НХС	$\mu_a \approx (1,5...6) \cdot 10^3$, $\mu_{\max} \approx (1,5...10) \cdot 10^4$, $\rho \approx 0,9...1$ мкОм·м, $B_s \approx 1...1,4$ Тл	Сердечники дросселей, импульсных трансформаторов
С высокой μ и повышенной B_s	Fe-Ni	45Н, 50Н	$\mu_a \approx (2...5) \cdot 10^3$, $\mu_{\max} \approx (1,5...10) \cdot 10^4$, $B_s \approx 1,3...1,5$ Тл	Сердечники малогабаритных трансформаторов, дросселей, реле
С прямоугольной петлей гистерезиса	Fe-Ni, Fe-Ni-Co	50НП, 68НМП, 79НМП, 77НМДП, 34НКМП, 35НХСП, 40НКМП	$B_r/B_s \approx 0,85...0,98$, $\mu_{\max} \approx (4...120) \cdot 10^4$, $B_s \leq 1,5$ Тл	Сердечники магнитных усилителей, бесконтактных реле, контактных выпрямителей, дросселей модуляторов, импульсных трансформаторов, магнитных элементов ЭВМ

Окончание табл. 5

Группа сплавов	Основа сплава	Марка	Основные параметры	Назначение
С высокой B_s	Fe-Co	27КХ, 49КФ, 49К2Ф, 49К2ФА	$B_s \leq 2,4$ Тл, $T_c \approx 1000$ °С	Сердечники и полюсные наконечники магнитов, роторов и статоров электрических машин, малогабаритных силовых трансформаторов, дросселей, магнитных усилителей
С низкой остаточной индукцией	Fe-Ni, Fe-Ni-Co	64Н, 47НК, 47НКХ, 40НКМ	$B_r/B_s \leq 0,05...0,07$, $\mu_a \approx 1000...3000$, $\mu_{\max}/\mu_a \approx 1,05...1,2$, $TK\mu \approx 0,06\% \cdot K^{-1}$ ($-60...+120$ °С)	Сердечники катушек постоянной индуктивности, дросселей фильтров, широкополосных и импульсных трансформаторов
С высокой μ при однополярном импульсном намагничивании	Fe-Ni	68НМ, 79НЗМ, 53Н-ВИ	$\mu_{\text{имп}} \approx (5...10) \cdot 10^3$, $TK\mu \approx 0,25\% \cdot K^{-1}$ ($-60...+60$ °С)	Сердечники однополярных импульсных трансформаторов, токовые переключатели

Примечание. μ — магнитная проницаемость (μ_a — начальная, μ_{\max} — максимальная, $\mu_{\text{имп}}$ — импульсная), ρ — удельное электрическое сопротивление, B_s — индукция насыщения, T_c — B_r/B_s — коэффициент прямоугольности петли гистерезиса, $TK\mu$ — температурный коэффициент проницаемости.

Таблица 6

Магнитомягкие сплавы со специальными свойствами [4]

Группа сплавов	Основа сплава	Марка	Основные параметры	Назначение
С повышенной деформационной стабильностью и износостойкостью	Fe-Si-Al, Fe-Al-Cr, Fe-Ni	10СЮ-ВИ, 10СЮ-МП, 16ЮХ-ВИ, 16ЮИХ-ВИ, 81НМА	$HV \approx 250...4500$, $\sigma_B \leq 760$ МПа, $\mu_a \approx (1...5) \cdot 10^4$, $\rho \leq 1,5$ мкОм·м	Сердечники магнитных головок записи и воспроизведения звука, кода, видеоизображения

Окончание табл. 6

Группа сплавов	Основа сплава	Марка	Основные параметры	Назначение
С заданным температурным коэффициентом линейного расширения α	Fe-Ni	52Н, 52Н-ВИ, 47НД, 47НД-ВИ	$\alpha \approx (8,5...11) \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$, $jH_c \approx 10...20 \text{ А/м}$, $B_s \approx 1,3...1,5 \text{ Тл}$	Магнитные элементы герметизированных магнитных контактов (герконы)
С высокой коррозионной стойкостью	Fe-Cr, Fe-Ni-Co	16Х, 00Х13, 36КНМ	Скорость коррозии $B(H)$, H_c	Магнитопроводы систем управления, якорей электромагнитов, статоров и роторов электрических машин, магнитопроводов пневмо- и гидроклапанов
С высокой магнитострикцией	Ni, Fe-Co, Fe-Al	Никель НП-2-Т, 49К2Ф, 9Ю-ВИ, 12Ю, 14Ю	$\lambda_s \approx (35...80) \cdot 10^{-6}$, $jH_c \leq 240 \text{ А/м}$,	Сердечники магнитострикционных преобразователей, телефонных мембран, электромеханических фильтров, линий задержки
Термомагнитные сплавы и термокомпенсационные многослойные материалы (ТКМ)	Fe-Ni	31НХЗГ2, 31НХЗГ, 32НХЗ, 33НХЗ, Н38Х14, Н33Ю1, 30НГ, 36Н11Х, 32Н6ХЮ, ТКМ-09-01, ТКМ-015-1, ТКМ-015-2	Крутизна температурной зависимости индукции $\beta \approx 0,003...0,006 \text{ Тл/К}$ в полях 2,4...120 кА/м	Компенсационные магнитные шунты измерительных приборов, тепловые реле, бесконтактные датчики температуры
Для работы на сверхвысоких частотах	Fe-Al-Cr	7 ЮХ-ВИ	Повышенное поверхностное сопротивление в СВЧ-диапазоне	Для устройств СВЧ (волноводов аттенуаторов, термических измерителей мощности)

1.1.5. Анизотропия магнитных свойств. Текстура

Благодаря упорядоченному расположению атомов в кристаллической решетке (рис. 12) через различные их группы можно проводить воображаемые плоскости, каждая из которых имеет собственное обозначение в виде трех индексов, заключенных в круглые скобки — (121) , которые могут быть как положительными, так и отрицательными. Все возможные плоскости, которые можно получить перестановкой одних и тех же индексов между собой, а также знаков над ними, объединяются в семейство плоскостей и обозначаются положительными индексами в фигурных скобках — $\{112\}$. То есть запись общего вида $\{112\}$ объединяет в себе все возможные частные комбинации: (112) , (211) , $(1\ -2\ 1)$, $(-1\ -2\ 1)$, $(-1\ -1\ -2)$ и т. д.

В элементарной ячейке, отражающей строение конкретной кристаллической решетки (рис. 12), через атомы можно провести различные кристаллографические направления, которые, как и плоскости, обозначаются тремя индексами, но в квадратных скобках — $[110]$. Все возможные направления, которые можно получить перестановкой одних и тех же индексов между собой, а также знаков над ними, объединяются в семейство направлений и обозначаются положительными индексами в угловых скобках — $\langle 111 \rangle$.

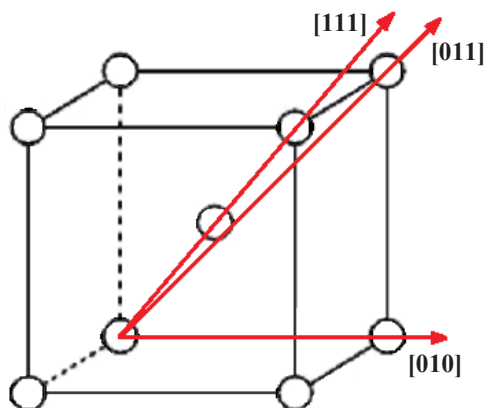


Рис. 12. Элементарная ячейка ОЦК-решетки с указанием основных кристаллографических направлений

Особенности кристаллического строения различных металлов и сплавов определяют их свойства. Изменение структуры материала приводит к изменению его свойств.

В кристаллической решетке каждого ферромагнетика существуют кристаллографические направления легкого, среднего и трудного намагничивания. Так, для α -Fe (ОЦК-решетка) направлением легкого намагничивания является направление $\langle 100 \rangle$, т. е. ребро куба, отображающего элементарную ОЦК-ячейку, направлением среднего намагничивания — направление $\langle 110 \rangle$ (диагональ грани куба), направлением трудного намагничивания — направление $\langle 111 \rangle$, являющееся пространственной диагональю куба (рис. 12).

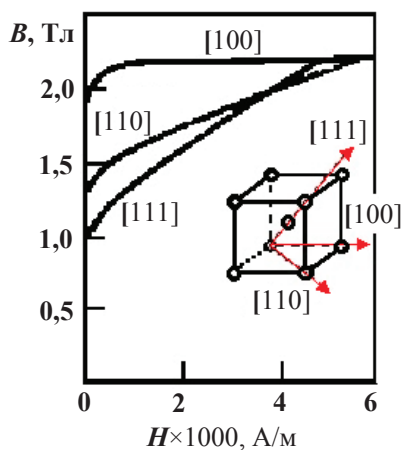


Рис. 13. Намагничивание α -Fe по различным кристаллографическим направлениям

На рис. 13 видно, что даже при небольшом значении напряженности внешнего магнитного поля ферромагнетик легко намагнитить до насыщения в направлении $\langle 100 \rangle$. В направлении $\langle 110 \rangle$ при таком же значении напряженности внешнего поля ферромагнетик намагнитить труднее, а в направлении $\langle 111 \rangle$ — тяжелее всего. Для того чтобы намагнитить ферромагнетик до насыщения по двум последним направлениям, необходимо увеличить напряженность внешнего поля по сравнению с исходной.

Намагничивание ферромагнетика всегда происходит вдоль внешнего магнитного поля. Вектор намагниченности ферромагнетика \mathbf{J} параллелен вектору напряженности внешнего поля \mathbf{H} . При намагничивании поликристаллического ферромагнетика с хаотично разориентированными зернами, когда каждое зерно имеет свою собственную ориентировку в пространстве (рис. 14, а), абсолютно любое кристаллографическое направление в каждом отдельном зерне может оказаться параллельным вектору напряженности внешнего магнитного поля \mathbf{H} . Это, в свою очередь, означает, что одно зерно будет намагничиваться по направлению $\langle 110 \rangle$, другое — по $\langle 100 \rangle$, третье — по $\langle 111 \rangle$, а остальные — вообще по другим направлениям, т. е. намагничивание такого ферромагнетика было бы чрезвычайно затруднено и неоднородно.

Трудность в намагничивании и перемагничивании ферромагнетика, работающего в качестве сердечника трансформатора, означает дополнительные потери электроэнергии и снижение КПД последнего.

Для исключения этого при изготовлении сердечников трансформаторов используют текстурованную (анизотропную) электротехническую сталь.

Текстурой называется преимущественная ориентация кристаллитов (зерен) в поликристаллическом материале. Действительно, если все зерна в образце своими кристаллографическими направлениями наилегчайшего намагничивания будут ориентированы параллельно какому-нибудь внешнему по отношению к образцу направлению, то и весь образец в целом будет намагничиваться и перемагничиваться в этом направлении наилегчайшим образом.

Различают несколько типов текстур:

- аксиальная или неограниченная текстура (текстура волочения), возникающая обычно при волочении проволоки и характеризующаяся только осью текстуры — преимущественным кристаллографическим направлением ориентировки кристаллитов, ориентированным параллельно оси проволоки, обычно это — семейство направлений $\langle 111 \rangle$;
- ограниченная текстура (текстура прокатки), возникающая при прокатке металла и характеризующаяся как осью текстуры — преимущественным кристаллографическим направлением ориентировки кристаллитов, ориентированным по направлению прокатки, т. е. вдоль полосы, так и плоскостью текстуры — преимущественной кристаллографической плоскостью ориентировки кристаллитов, ориентированной параллельно плоскости прокатки, т. е. поверхности полосы. Наиболее распространены ребровая $\{110\}\langle 001 \rangle$ (текстура Госса) и кубическая $\{100\}\langle 001 \rangle$ текстуры;
- сложная текстура, которая может характеризоваться одной или несколькими осями и одной или несколькими плоскостями текстуры, также сочетать в себе аксиальную текстуру и текстуру прокатки.

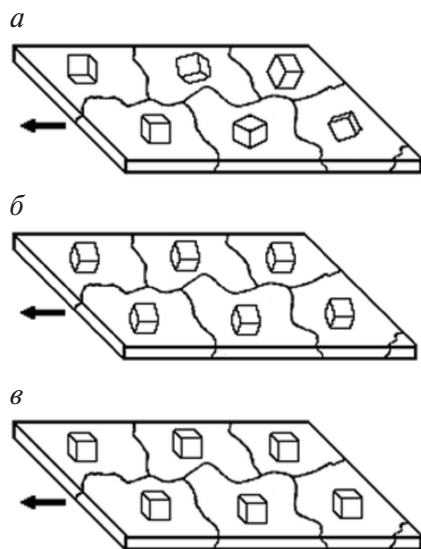


Рис. 14. Типы кристаллографических текстур в листовом материале:

a — бестекстурное состояние; *б* — текстура $\{110\}\langle 001 \rangle$; *в* — текстура $\{100\}\langle 001 \rangle$; → — направление прокатки

Текстурованная сталь легко намагничивается вдоль полосы, если она обладает ребровой текстурой, поскольку зерна ориентированы таким образом, что ребра куба (направления легкого намагничивания) расположены параллельно направлению прокатки (см. рис. 14, б). При отклонении направления легкого намагничивания от направления прокатки магнитные свойства стали будут ухудшаться (рис. 15).

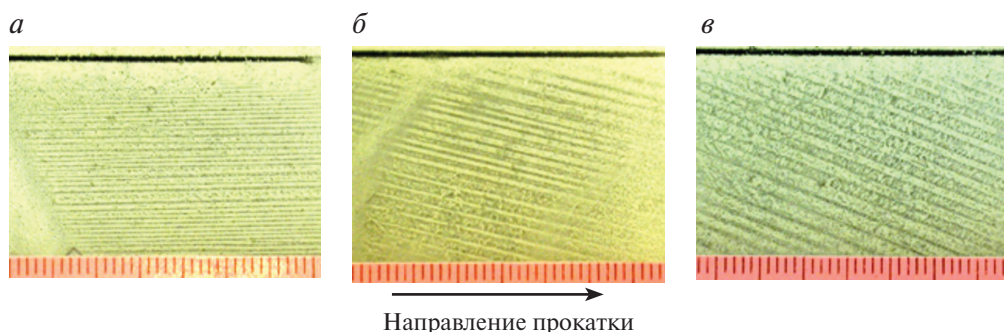


Рис. 15. Доменная структура в монокристаллах технического сплава Fe-3%Si в зависимости от их ориентации относительно направления прокатки:

a — $B_{100} = 1,79$ Тл; *б* — $B_{100} = 1,31$ Тл; *в* — $B_{100} = 0,71$ Тл; B_{100} — амплитуда магнитной индукции в поле 100 А/м

Сталь с кубической текстурой (см. рис. 14, в) одинаково легко намагничивается как вдоль, так и поперек полосы, поскольку ее кристаллиты ориентированы так, что одна часть ребер куба (направлений $\langle 100 \rangle$) параллельна направлению прокатки, а другая перпендикулярна ему.

Получение электротехнической стали с кубической текстурой является очень трудоемким и трудно управляемым процессом, поэтому производство электротехнической анизотропной стали (ЭАС, трансформаторная сталь) во всем мире связано с получением в ней ребровой текстуры $\{110\}\langle 001 \rangle$.

1.1.6. Удельные электромагнитные потери на перемагничивание в сердечнике трансформатора

Одно из самых основных назначений материалов для изготовления магнитопроводов электрических машин и трансформаторов — минимизация потерь энергии. Рассмотрим составляющие потерь энергии в сердечнике трансформатора, изготовленном из электротехнической анизотропной (трансформаторной) стали [3, 6].

Несмотря на то что КПД работы трансформаторов очень высок по сравнению с другими установками, он никогда не будет равен единице, так как невозможно создать устройство, при работе которого количество отводимой от него энергии равнялось бы количеству подводимой к нему энергии или превышало его.

Потери электроэнергии при работе трансформатора определяются качеством стали, из которой изготовлен его сердечник.

За один цикл перемагничивания ферромагнитного материала затрачивается энергия, переходящая в тепло, пропорциональная площади динамического цикла гистерезиса. Затраты энергии за единицу времени (секунду), отнесенные к единице массы материала (килограмм, фунт), называются удельными магнитными потерями. общепринято определять потери в ваттах на килограмм или ваттах на фунт при фиксированных значениях частоты электромагнитного поля и магнитной индукции, создаваемой полем в магнитопроводе. Например: $P_{1,7/50} = 1,25$ Вт/кг, где значение 1,25 Вт/кг измерено в поле с индукцией 1,7 Тл при частоте поля 50 Гц.

Полные потери на перемагничивание P складываются из потерь на гистерезис P_{Γ} и вихревые токи $P_{\text{В}}$. Последние, в свою очередь, можно разделить на потери, связанные с макровихревыми $P_{\text{МВ}}$ и микровихревыми $P_{\text{АВ}}$ токами. Составляющую потерь $P_{\text{МВ}}$ часто называют классическими потерями, а составляющую $P_{\text{АВ}}$ — аномальными потерями. Таким образом, можно записать:

$$P = P_{\Gamma} + P_{\text{В}} = P_{\Gamma} + (P_{\text{МВ}} + P_{\text{АВ}}).$$

Гистерезисная составляющая пропорциональна площади петли гистерезиса, полученной в режиме перемагничивания. Площадь цикла гистерезиса в свою очередь зависит от максимальной индукции $B_{\text{м}}$, коэрцитивной силы $H_{\text{с}}$, остаточной индукции $B_{\text{р}}$, которые определяются свойствами и структурой ферромагнетика (тип и чистота материала, наличие и вид дефектов кристаллического строения, размер кристаллитов D , наличие и степень совершенства кристаллографической текстуры).

Гистерезисные потери могут быть рассчитаны по формуле

$$P_{\Gamma} = Sf/\gamma,$$

где S — площадь статического цикла гистерезиса, Тл·А/м; f — частота переменного тока, Гц; γ — плотность материала, кг/м³.

Величина S растёт с увеличением B_m и H_c . Коэрцитивная сила обратно пропорциональна среднему размеру зерен в материале ($H_c \sim D^{-1}$). Потери на гистерезис зависят от структурных факторов, в частности от величины зерна D и текстуры, аналогично тому, как зависит от них «статическая» коэрцитивная сила H_c .

Вихретоковая составляющая существенно зависит от электросопротивления и соответственно от толщины h и удельного сопротивления материала ρ , а также от частоты перемагничивания и ширины магнитных доменов d .

Потери на макровихревые токи возникают в результате изменения общей намагниченности идеально однородного в магнитном отношении вещества. Эти потери таковы:

$$P_{MB} = A_1 B_m^2 f^2 h^2 / (\gamma \rho),$$

где A_1 — числовая константа.

Составляющая потерь на вихревые токи P_{AB} представляет собой потери на вихревые токи, которые индуцируются внутри доменов в результате локальных изменений индукции при смещении границ. В случае модели плоскопараллельных доменов, которые разделены 180-градусными границами, совершающими синусоидальное движение в тонком листовом материале толщиной h (ширина доменов $d \geq h$), получено следующее выражение для этого вида потерь (Р. Х. Прай и К. Бин), которое в явном виде дает связь потерь на вихревые точки с характеристиками доменной структуры (шириной доменов d):

$$P_{AB} = A_2 B_m^2 f^2 dh / (\gamma \rho),$$

где A_2 — числовая константа.

Для высокочастотных машин нагрев участков магнитопровода путем перемагничивания с высокой частотой f вызывает необходимость ограничения амплитуды B . Повышение частоты приводит к снижению μ и увеличению потерь. Резкое снижение проницаемости начинается с частоты f , при которой глубина проникновения магнитного поля становится меньше половины толщины листа. Удельные магнитные потери возрастают главным образом за счет потерь от вихревых токов, т. е. $\sim f^2$. Следовательно, для работы при высоких частотах необходимо максимально снижать толщину листа (даже в ущерб текстуре). Сталь для высоких частот должна иметь:

- высокое удельное электросопротивление;
- минимальную толщину для каждой частоты;
- минимальный размер зерна D ;
- высокую долю благоприятных кубических компонент текстуры (для изотропных сталей).

Подробное описание взаимосвязи параметров доменной структуры с магнитными потерями интересующийся читатель может найти в работе [6].

1.2. Медная проволока как основной материал для обмоток преобразующих электроэнергию устройств

1.2.1. Электротехническая медь. Химический состав

Медь является одним из нескольких металлов, который находит более широкое применение в чистом виде, чем в виде сплава. Существует около четырех десятков различных деформируемых сплавов с минимальным содержанием меди 99,3 мас. %, но лишь немногие из них используются в промышленности в качестве электрических проводников.

В соответствии с ГОСТ 859–2001 марки меди по химическому составу и способам металлургической переработки (способам рафинирования) делят на пять групп:

- медь огневого рафинирования, которую выплавляют в обычных печах (99,5... 99,7 % Cu);
- электролитическая катодная медь, полученная методом электролиза (99,93... 99,97 % Cu);
- медь переплавленная, при производстве которой для обработки расплава вводят в него специальный раскислитель (99,5... 99,9 % Cu с содержанием кислорода менее 0,01 % и при остаточном раскислителе (фосфор) 0,0012... 0,06 %);
- медь бескислородная, выплавляемая в восстановительной или инертной атмосфере с применением покровного флюса и поверхностно-активных веществ, в том числе и углерода (99,95... 99,99 % Cu);
- медь, выплавленная в вакуумируемом объеме (99,95... 99,99 % Cu).

В настоящее время промышленность России выпускает порядка десяти марок меди электротехнического назначения. Марки меди по национальным стандартам России и зарубежных стран приведены в табл. 7. Российские марки обозначают буквой «М», цифры показывают степень чистоты, буквы после цифр обозначают метод очистки или особенность применения: р — рафинированная с раскислением; ф — раскисленная фосфором; б — бескислородная медь.

Различают две группы марочных составов электротехнической меди — бескислородную и кислородсодержащую.

Таблица 7

Марки меди по национальным стандартам

Россия, ГОСТ 859–2001	США, ASTM B113, B152, B359	Герма- ния, DIN 178–73	Япония, JIS H3510–86, H3100–86, H3300	Применение
M00	C10200	—	C1020	Для проводников тока и сплавов высокой чистоты
M006	C10100	—	—	Для изготовления проводников тока и сплавов высокой чистоты; приборов электровакуумной промышленности
M001	—	—	—	Для изготовления проволоки, контактных проводов, шин и других электротехнических изделий
M06	C10300	—	—	Для проводников тока и сплавов высокой чистоты
M16	—	—	—	Для изготовления проводников тока и сплавов высокой чистоты; приборов электровакуумной промышленности
M0	—	—	—	Для проводников тока и сплавов высокой чистоты
M1	C11000	E Cu57, E Cu58	C1100	Для проводников тока, проката и высококачественных бронз, не содержащих олова и т. д.
M1E	C11000	—	—	Для производства холоднокатаных фольги и ленты, холоднокатаных и горячекатаных листов и плит, предназначенных для электротехнической промышленности

Окончание табл. 7

Россия, ГОСТ 859—2001	США, ASTM B113, B152, B359	Герма- ния, DIN 178—73	Япония, JIS H3510—86, H3100—86, H3300	Применение
M1p	C12000, C12900	SW — Cu	C1201	Для проводников тока, проката и высококачественных бронз, не содержащих олова и т. д.
M1ф	C12200	SF — Cu	C1220	Для производства холоднокатаных фольги и ленты, холоднокатаных и горячекатаных листов и плит

Наиболее широко используемой является электролитная, технически чистая медь (зарубежный аналог — Electrolytic Tough Pitch Copper — ЕТР), которая состоит из металла чрезвычайно высокой чистоты, легированного кислородом в диапазоне 100...650 ppm (0,01...0,065 мас. %). При этом заготовкой для кабельного производства может выступать литой или горячекатаный материал. ЕТР медь не рекомендуется для использования в водородной среде из-за ее восприимчивости к водородному охрупчиванию при воздействии высоких температур. В таких условиях окружающей среды следует использовать бескислородную электролитическую медь (OFE — Oxygen Free Electronic). Для обеспечения полного сопротивления водородному охрупчиванию максимальное содержание кислорода в OFE меди ограничено 3 ppm (0,0003 мас. %). Серебросодержащая медь (OFS — Oxygen Free, Silver-bearing) находит ограниченное применение в силовых трансформаторах, так как обладает более высокой прочностью и стойкостью к разупрочнению при повышенных температурах.

1.2.2. Влияние химического состава на свойства электротехнической меди

По характеру физико-химического взаимодействия с медью примеси делят на три основные группы. К первой группе относятся металлы (Ni, Fe, Mn, Zn, Ag, Sn, Cd, Sb), растворимые в меди, которая пребывает в твердом состоянии. Вторую группу представляют Bi и Pb — элементы, практически нерастворимые в меди в твердом состоянии и образующие с ней легкоплавкие эвтектики. Третью группу составляют

полуметаллические и неметаллические элементы (O, S, P, Te, Se, As и др.), которые образуют с медью химические соединения, а растворимость их в твердой меди (за исключением фосфора) крайне мала.

Элементы первой группы в тех количествах, которые соответствуют металлу технической чистоты, образуют твердые растворы на основе меди. Поэтому влияние их на механические свойства минимально. Однако для проводникового материала, каким является чистая нелегированная медь, эти примеси являются вредными, так как все они, а многие весьма существенно, снижают электро- и теплопроводность меди. Поэтому их содержание, особенно в марках бескислородной меди М00б и М0б, ограничивается тысячными долями процента.

Марганец (Mn) при комнатной температуре имеет высокую растворимость в меди, а высокотемпературная модификация марганца γ образует с медью непрерывный ряд твердых растворов. Марганец является вредной примесью в проводниковой меди, так как резко снижает электро- и теплопроводность. Никель (Ni) образует с медью непрерывный ряд твердых растворов. Он, как и марганец, снижает электро- и теплопроводность меди. Однако в отличие от марганца влияние никеля на эти характеристики значительно слабее. Цинк (Zn), содержащийся как примесь в стандартных марках технической меди, оказывает незначительное влияние на электро- и теплопроводность и механические свойства меди. Однако в изделиях из высокоэлектропроводной меди, работающих в условиях высокого вакуума, цинк вследствие высокой упругости пара является вредной примесью. Олово (Sn) обладает высокой растворимостью в твердой меди, благодаря чему легкоплавкое олово оказывает незначительное влияние на обрабатываемость меди давлением. Сурьма (Sb) — аналог висмута, но из-за значительно большей ее растворимости в меди оказывает меньшее влияние на свойства. Для проводниковой меди, из которой с применением холодной деформации с большими обжатиями готовят деформированные полуфабрикаты, содержание этого элемента должно быть строго регламентировано.

Наиболее вредное влияние на механические и технологические свойства меди оказывает висмут. В системе Cu-Bi образуется легкоплавкая эвтектика, температура плавления которой 270 °С. Эвтектические прослойки выделяются по границам зерен при ничтожно малых количествах висмута и вызывают охрупчивание меди. Свинец (Pb), как и висмут, практически нерастворим в твердой меди и обра-

зует с ней легкоплавкую эвтектику при 326 °С. Свинец не приводит к хладноломкости меди, так как он пластичен, но из-за низкой температуры плавления эвтектики вызывает горячеломкость. Вследствие ничтожно малой растворимости в меди свинец не оказывает заметного влияния на ее электро- и теплопроводность.

Сера (S) образует с медью хрупкое соединение Cu_2S , которое практически не растворяется в твердой меди. Наличие хрупкого соединения, которое выделяется по границам зерен в составе эвтектики $\text{Cu-Cu}_2\text{S}$ практически при любой концентрации серы, снижает пластичность меди и затрудняет горячую и холодную обработку давлением. Влияние серы на электропроводность меди невелико и зависит от режима термообработки. Мышьяк (As) как примесь образует с медью твердые растворы и мало влияет на механические и технологические свойства. Примесь мышьяка значительно уменьшает электро- и теплопроводность меди. Селен (Se), как и сера, образует с медью хрупкое соединение Cu_2Se . Селен при концентрациях не менее 0,001 % резко ухудшает пластичность меди при горячей и холодной обработке давлением. Теллур (Te) — аналог селена, образует с медью соединение Cu_2Te , которое в твердой меди практически не растворяется. Теллур, как и селен, является вредной примесью, так как он снижает пластичность меди при горячей и холодной обработке давлением. Фосфор (P) — один из основных раскислителей меди. Резкое снижение электро- и теплопроводности меди при содержании малых добавок фосфора указывает на существование твердого раствора на основе меди при комнатной температуре. Фосфор повышает жидкотекучесть меди, улучшает механические свойства, способствует улучшению свариваемости. Однако остаток фосфора в меди после раскисления резко снижает ее электро- и теплопроводность: содержание фосфора 0,013...0,05 % снижает электропроводность на 20...30 %. Поэтому в марках бескислородной меди (М00б, М0б, М1б) ограничивается содержание фосфора тысячными долями процента, что делает невозможным использование его в качестве раскислителя.

Кислород часто выделяют в отдельную группу примесей, так как его даже малое содержание значительно меняет свойства меди. Растворимость кислорода в твердой меди мала и ее предельная концентрация при эвтектической температуре 1066 °С составляет всего 0,008 %, с понижением температуры она резко уменьшается.

1.2.3. Легирование кислородом технической меди

Медь намеренно легируют кислородом, который действует в качестве раскислителя растворенных в меди водорода и серы и других вредных примесей с образованием оксидов в расплаве. Впоследствии вредные примеси могут быть сведены к нулю, когда они оказываются связанными в нерастворимые оксиды. Если контролировать содержание кислорода, то образующиеся микроскопические пузырьки будут скомпенсированы в идеальных условиях в размере примерно 4 % от объемной усадки, связанной с переходом из жидкого состояния в твердое. Если поры не слишком велики, они полностью устраняются во время горячей прокатки.

Максимальная растворимость кислорода в меди составляет около 2 частей на миллион (0,0002 %), и кислород, который присутствует в избытке, вступает в реакцию с медью с образованием оксида меди (I) — Cu_2O . Примесные элементы, такие как железо, олово, кремний, свинец и т.д., также окисляются в присутствии кислорода в меди. Окисление примесных элементов снижает их отрицательное воздействие на проводимость медной матрицы. Кроме того, присутствие кислорода на определенных уровнях минимизирует отрицательный эффект газовой пористости.

При повышении содержания кислорода в меди выше предела растворимости происходит резкое повышение сопротивлению деформации, что говорит о большой роли выделений оксидов меди в упрочнении металла. Частицы оксида меди увеличивают скорость генерации дислокаций и, следовательно, скорость зарождения центров рекристаллизации, что в целом тормозит рост зерен. Основное влияние увеличения количества кислорода в меди — это повышение прочности при растяжении, увеличение стимула к рекристаллизации (или уменьшение температуры рекристаллизации), а также снижение относительного удлинения при разрушении.

1.2.4. Факторы, влияющие на электропроводность технической меди

Электросопротивление меди в твердом состоянии зависит от многих факторов и в первую очередь от чистоты металла, т.е. от спектра и концентрации имеющихся примесей. Примеси и легирующие эле-

менты уменьшают электропроводность меди (рис. 16, *а*) и повышают ее удельное электросопротивление (рис. 16, *б*).

Степень снижения электропроводности определяется характером взаимодействия примесей с медью. Если элементы не образуют с медью твердых растворов, то их влияние определяется характером распределения частиц примесей, концентрацией и электропроводностью примеси. Если примеси растворены в твердой меди, то электропроводность определяется только концентрацией примеси в твердом растворе меди.

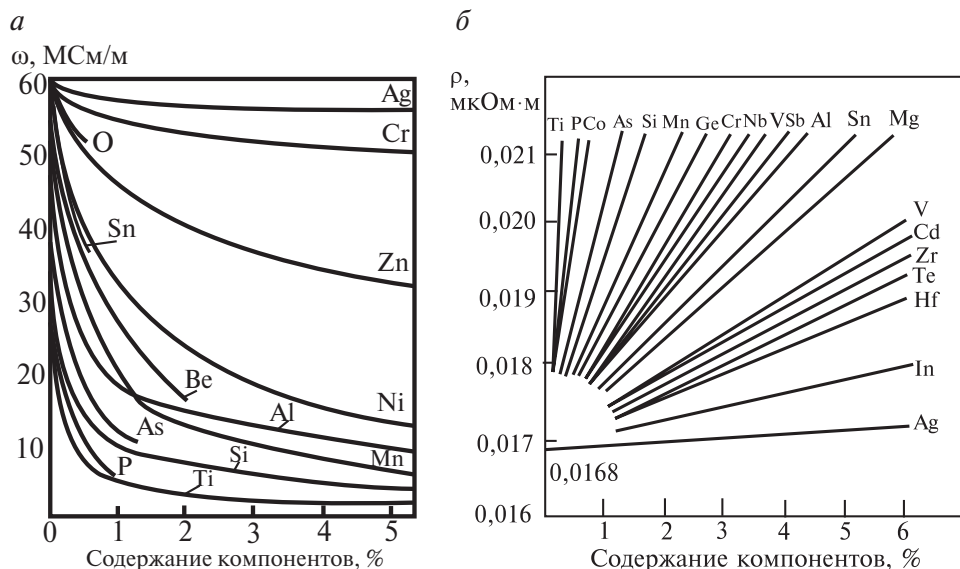


Рис. 16. Влияние примесей и легирующих элементов на электропроводность меди (*а*) и на удельное сопротивление меди высокой чистоты (*б*)

Поскольку многие элементы-примеси образуют с кислородом оксиды, то влияние примесей на электропроводность кислородсодержащей меди отличается от той же закономерности в бескислородной меди. Оксиды оказывают меньшее влияние на электропроводность, чем соответствующие элементы, находящиеся в твердом растворе. Если в кислородсодержащей меди находится избыточное количество примеси, которая полностью не окисляется, то ее влияние следует рассматривать как влияние двух составляющих: оксида и чистого элемента. Элементы Ag, As, Bi, S, и Te при содержании менее 0,05 % не образуют стабильных оксидов в меди, поэтому при наличии этих элемен-

тов в указанных количествах влияние кислорода на их поведение невелико. Фосфор, который вводят в медь как раскислитель, заметно снижает ее электропроводность.

Упругие напряжения практически не оказывают влияния на удельное электрическое сопротивление меди, тогда как пластическая деформация при температуре 20 °С приводит к его повышению (рис. 17). Но это повышение незначительно: 4...5 % в зависимости от чистоты металла и степени деформации.

При понижении температуры влияние наклепа на электросопротивление меди усиливается. Отжиг деформированного металла приводит к восстановлению электросопротивления до исходного значения уже на стадии отдыха, когда снижаются напряжения второго рода, т. е. еще до начала рекристаллизации меди. С повышением температуры удельное электросопротивление меди (99,999 %) увеличивается, а с понижением ниже нормальной оно достаточно резко снижается:

$T, ^\circ\text{C}$	0	100	200	400	600	800	1000
$\rho, \text{мкОм}\cdot\text{м}$	0,0155	0,0222	0,0238	0,0426	0,0572	0,0738	0,0924

Так, например, снижение до температуры жидкого гелия удельное электросопротивление меди марки М0 уменьшается на два порядка (рис. 18).

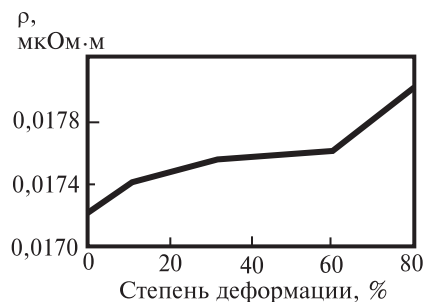


Рис. 17. Влияние степени деформации на удельное электросопротивление кислородсодержащей меди марки М1

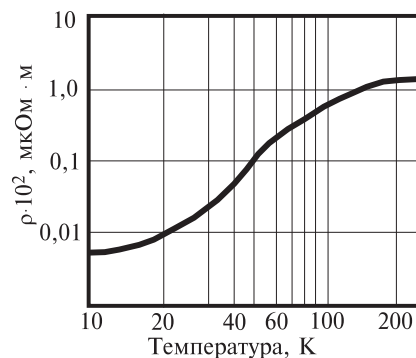


Рис. 18. Влияние температуры на удельное электросопротивление кислородсодержащей меди марки М0

2. Основные группы материалов для изготовления магнитопроводов

2.1. Применение и нормируемые характеристики

История разработки магнитомягких материалов шла параллельно с развитием электротехники и электроники. Изобретение новых устройств в области производства, передачи, распределения электрической энергии, а также в области накопления, передачи и обработки информации с помощью электрических сигналов создавало необходимость изучения новых магнитомягких материалов, создания и совершенствования технологии их получения. И наоборот, открытие материалов с более высоким уровнем магнитных свойств зачастую приводило не только к улучшению характеристик электрических и электронных изделий, но и к разработке устройств нового типа, построенных по другим конструктивным схемам или даже работающих на принципиально новом физическом эффекте [4].

Как сказано выше, во второй половине XX в. — начале XXI в. наиболее распространенными материалами для изготовления магнитопроводов электрических машин и трансформаторов являются электротехнические стали [1...4]. Традиционно они изготавливаются на основе сплавов железа с кремнием (до 6,5 % Si). Электротехнические стали подразделяют на изотропные (динамные), анизотропные (трансформаторные) и релейные. Для динамных и трансформаторных сталей требуется высокое значение индукции насыщения и малые потери на перемагничивание. Различие применения этих сталей в том, что в магнитопроводах из анизотропных сталей направление магнитного потока неизменно, а изотропные стали используются в магнитопроводах, в которых магнитный поток либо вращается, либо охватывает

все направления в плоскости листа. Основное требование к релейным сталям — низкая коэрцитивная сила и высокая индукция насыщения (иногда в сочетании с механическими свойствами). Как правило, они представляют собой особочистые низколегированные стали, без специальной технологии производства. Поэтому далее релейные стали отдельно не рассматриваются.

Электротехническая изотропная сталь занимает до 80 % объема производства среди всех электротехнических сталей [8, 9]. Электротехнические изотропные стали (ЭИС) можно подразделить по химическому составу; по способу производства: готовая полностью обработанная сталь, поставляемая по технологии *fully-process* (полный процесс), и полуготовая (не полностью обработанная) — по технологии *semi-process* (полупроцесс); по качеству поверхности полосы (без изоляционного покрытия, с электроизоляционным покрытием с одной или с двух сторон). Возможна классификация этих сталей по химическому составу, физическим характеристикам, способу производства и характеру использования. Эта классификация может быть различной в разных странах.

Основную долю в ЭИС (45...50 %) оставляют полуготовые нелегированные и низкокремнистые ($\text{Si} + \text{Al} \sim 1\%$) стали толщиной 0,5...1,0 мм, используемые в основном в электродвигателях малой мощности. Высоколегированная ЭИС толщиной 0,18...0,50 мм с низкими и особенно низкими потерями занимает 12...15 % общего объема производства и используется в крупных электродвигателях и генераторах, трансформаторах малой мощности, низко- и высоковольтной аппаратуре, в электромашинах с высокой частотой перемагничивания сердечника [9].

На долю ЭИС со средним и слабым легированием приходится 35...40 % общего количества изотропного металла. Их используют в электродвигателях малой мощности, но с большой продолжительностью включения (холодильники, вентиляторы, насосы, компрессоры и др.). В группе среднего легирования разработаны марки так называемой стали с высокой проницаемостью — с повышенной магнитной индукцией при тех же или пониженных удельных магнитных потерях. Такая сталь наиболее эффективно применяется в электродвигателях нового типа с регулируемой частотой вращения.

Магнитная анизотропия в ЭИС весьма нежелательна. Она вызывает более или менее сильную пульсацию магнитного потока, пре-

жде всего, во вращающихся сердечниках электрических машин, что приводит к неравномерному ходу машины и дополнительным потерям электроэнергии, а также отрицательно влияет на эксплуатацию электродвигателей. При изготовлении стали не всегда удается устранить анизотропию, поэтому в стандартах устанавливают допустимые ее пределы.

Современная электротехническая изотропная сталь производится в виде листового материала толщиной 0,10...1,0 мм. Основными нормируемыми свойствами ЭИС являются: амплитуда магнитной индукции, измеряемая в поле с определенной напряженностью (обычно B_{2500} Тл измеряется при фиксированном значении напряженности магнитного поля 2500 А/м); удельные магнитные потери (обычно $P_{1,5/50}$ Вт/кг — потери в поле с индукцией 1,5 Тл при частоте поля 50 Гц), измеряемые при некоторых конкретных значениях амплитуды магнитной индукции и частоте намагничивающего поля. Для стали с покрытием также нормируется коэффициент электросопротивления покрытия. Начиная с 2017 года в Российской Федерации ЭАС выпускается в соответствии со стандартом ГОСТ 33212–2014 «Прокат тонколистовой холоднокатаный из электротехнической изотропной стали. Технические условия».

Электротехническая анизотропная сталь (трансформаторная, ЭАС), несмотря на меньший объем производства по сравнению с ЭИС, является материалом, который определяет основную часть всех потерь электроэнергии в электрооборудовании в целом [1...3]. К ней предъявляются жесткие требования по условиям эксплуатации:

- легкость намагничивания и перемагничивания (т. е. высокие значения магнитной проницаемости);
- высокие значения магнитной индукции;
- минимальные потери при перемагничивании.

Выполнение первых двух требований определяет размеры и вес электрических обмоток и магнитных сердечников. Минимальные потери на перемагничивание определяют коэффициент полезного действия трансформаторов и их рабочую температуру.

Современная электротехническая анизотропная сталь производится в виде листового материала толщиной 0,18; 0,23; 0,27; 0,30; 0,35; 0,5 мм (чаще всего с электроизоляционным покрытием). Основными нормируемыми свойствами ЭАС являются: амплитуда магнитной индукции, измеряемая в поле с определенной напряженностью (обыч-

но B_{800} Тл — измеряется при фиксированном значении напряженности магнитного поля 800 А/м); удельные магнитные потери (обычно $P_{1,7/50}$ Вт/кг — потери в поле с индукцией 1,7 Тл при частоте поля 50 Гц), измеряемые при некоторых конкретных значениях амплитуды магнитной индукции и частоте намагничивающего поля. Для стали с покрытием также нормируется коэффициент электросопротивления покрытия. Начиная с 2017 года в Российской Федерации ЭАС выпускается в соответствии с ГОСТ 32482–2013 «Прокат тонколистовой холоднокатаный из электротехнической анизотропной стали для трансформаторов. Технические условия».

Традиционно ЭАС по величине магнитной индукции ($B_{800} \geq 1,88$ Тл) разделяют на два класса: сталь обычного качества (коммерческого класса, CGO) и высокопроницаемую сталь (HGO, HI-B). Технологии производства данных классов стали имеют существенные отличия [9, 10]. Сталь с ограниченной проницаемостью, как правило, применяется в сердечниках распределительных трансформаторов различной мощности, работающих при достаточно низких индукциях. Область применения высокопроницаемой стали — сердечники силовых трансформаторов большой мощности, для которых минимизация габаритов и энергоэффективности имеет первостепенное значение. Начиная с 2017 года высокопроницаемая сталь ($B_{800} \geq 1,88$ Тл) занимает ~ 60 % от объема производства анизотропных сталей.

Магнитные свойства ЭАС и ЭИС определяются в соответствии с ГОСТ 12119–98 «Сталь электротехническая. Методы определения магнитных и электрических свойств».

Из-за особенностей получения и способов формирования оптимальных магнитных свойств в отдельную группу выделяют аморфные и нанокристаллические магнитомягкие сплавы, которые к настоящему времени составляют серьезную конкуренцию электротехническим сталям [1...4], [12...14]. Такие сплавы находят все большее применение в качестве материалов для витых сердечников трансформаторов различного назначения, дросселей и магнитных усилителей, работающих при обычных и повышенных частотах. Это обусловлено низкими суммарными потерями, которые в лучших сплавах на порядок ниже, чем у кремнистых электротехнических сталей.

2.2. Электротехнические стали. История развития

Кремнистая электротехническая сталь была получена впервые в 1900 году в результате использования результатов научных исследований, которые проводили Е. Гумлих (E. Gumlich) в Германии, а также В. Баррет (W. F. Barret), В. Браун (W. Brown) и Р. Гадфилд (R. A. Hadfield) в Великобритании [15]. Было обнаружено, что легирование сплавов на основе железа кремнием существенно повышает удельное электрическое сопротивление материала и, как следствие, уменьшает потери при перемагничивании на вихревые токи и гистерезис. Производство кремнистой стали как магнитомягкого материала началось сначала в 1903 году в Германии. В том же году Р. Гадфилд получил патент [16], по лицензии которого в США в 1906 г. было начато промышленное производство стали, содержащей до 3 мас. % Si [17].

Первоначально листы кремнистой стали производились методом многократной горячей прокатки от толщины слитка до конечного размера (в лучшем случае до ~0,4 мм). Подобный материал назывался горячекатаной электротехнической сталью. Улучшение свойств сталей происходило главным образом за счет снижения содержания углерода, повышения концентрации кремния, увеличения температуры отжига, а также совершенствования способа выплавки [16].

С момента промышленного использования кремнистых сталей в качестве материала магнитопроводов историю их развития можно рассматривать как историю снижения удельных потерь. Лучшая горячекатаная электротехническая сталь с содержанием кремния до 5 мас. %, толщиной 0,36 мм, производимая в начале двадцатого века, характеризовалась уровнем $P_{1,0/60} \sim 2,2...4,4$ Вт/кг [2]. Такая сталь покрывалась противосварочным покрытием и отжигалась в стопах при температуре 1100 °С и выше в течение продолжительного времени. К 1925 г. величина потерь ($P_{1,0/60}$) в горячекатаной промышленной листовой стали снизилась примерно до ~1,5 Вт/кг [17]. Развитие технологии холодной деформации привело к замене горячекатаных листов, используемых для производства магнитопроводов, на холоднокатаную изотропную или анизотропную кремнистую сталь. В первом десятилетии XXI в. в лучших марках холоднокатаной ЭИС достигнут уровень потерь по точке $P_{1,5/50}$ менее 2,0 Вт/кг ($P_{1,0/60} = 1,15$ Вт/кг) для толщины 0,35 мм [18].

2.3. Электротехническая изотропная сталь

Две главные характеристики магнитных свойств — удельные магнитные потери и индукция — для ЭИС в значительной степени альтернативны [8, 9, 18...20]. Существенное снижение магнитных потерь в сталях при заданной толщине достигается в результате легирования Si или Si+Al. Это неизбежно снижает магнитную индукцию стали в сильных полях. Поэтому при выборе марки ЭИС приходится искать оптимальное соотношение этих характеристик с учетом типа и параметров электромашин.

В условиях практического использования ЭИС решающую роль при перемагничивании играют процессы смещения границ доменов, подвижность которых зависит от степени совершенства кристаллической решетки. Установлено, что любая деформация и любые дефекты решетки, вызванные выделением избыточных фаз или примесями атомами, нарушают доменную структуру и тормозят смещение границ доменов и тем самым снижают уровень структурно-чувствительных магнитных характеристик: индукции, проницаемости, коэрцитивной силы и потерь на перемагничивание. Как сказано в [9], качество ЭИС тем выше:

- чем меньше количество примесей в ней (углерода, азота, серы и др.);
- меньше количество неметаллических включений и дисперсных частиц других фаз;
- больше кубических ориентировок в текстуре и меньше интенсивность компоненты $\{111\}<uvw>$.

Достижение отмеченных параметров обеспечивается правильным выбором химического состава, технологией выплавки, внепечной обработки стали и технологическими параметрами обработки. Легирование стали необходимо для повышения электросопротивления и получения необходимых структурных параметров (размер зерна, текстура и чистота). Наряду с легированием эффективным методом снижения магнитных потерь в ЭИС является понижение толщины. Этот метод особенно актуален для материалов, используемых при высоких частотах. Оптимальными для широкого применения при обычных частотах является толщина 0,35...0,5 мм, при высоких — 0,10...0,20 мм [18...20].

Для снижения доли потерь на вихревые токи в удельных потерях в готовом изделии необходимо электрически изолировать пластины одну от другой. В соответствии с различными требованиями к величине вихревых токов электрического сопротивления, пробивного напряжения, термо- и химической стойкости покрывать полосу можно с одной или с двух сторон при различной толщине изолирующего слоя и различных изолирующих материалах.

В качестве изолирующего материала для покрытия используются неорганические, полуорганические и органические материалы, например карлит (основа изоляции — силикат магния и фосфат), отличающиеся высокой термостойкостью (800...1000 °С). Однако применение неорганических покрытий приводит к высокому износу инструмента и их использование целесообразно в тех случаях, когда проводится отжиг готовых деталей для снятия напряжений или когда требуется высокая термостойкость покрытия. Органические изолирующие покрытия, такие как лаки на фенольной или синтетической основе, напротив, имеют высокую деформируемость. Их применение заметно снижает износ инструмента при штамповке и резке стали. Однако покрытия на основе органических материалов имеют термостойкость менее 200 °С.

Электросопротивление таких покрытий может быть высоким.

Наибольшее распространение в последнее время получили полуорганические изолирующие материалы. Эти покрытия на неорганической основе с органическими добавками позволяют объединить преимущества обоих типов изоляции. Изолирующие материалы такого типа отличаются высоким изолирующим сопротивлением, хорошей деформируемостью и высокой термостойкостью. Существенным преимуществом полуорганической изоляции является также простая технология ее нанесения и сушки, обусловленная легкой ее растворимостью в воде.

Другими важными требованиями к электроизоляционному покрытию являются хорошая свариваемость, высокая стойкость против воздействия жира и масла, коррозионная стойкость, а также высокая механическая прочность сцепления с металлом.

Для изотропной электротехнической стали по ASTM A976—97 применяются изоляционные покрытия C-3, C-4, C-4AS, C-5, C-5AS и C-6 [9].

C-3 — органическое лаковое покрытие, используемое для окончательно отожженных неориентированных электротехнических сталей. Регламентируется требование минимального сопротивления поверхности. Покрытие способствует штамповке листа. Оно не выдерживает отжи-

га, снимающего напряжения. Толщина покрытия 0,5...6 мкм используется для рабочих температур до 180 °С.

С-4 — покрытие, создаваемое путем химической обработки или фосфатирования поверхности листа. Этот вид покрытия используется там, где требуется только низкое сопротивление изоляции. Толщина покрытия — до 1 мкм.

С-4AS — тонкое покрытие С-4, которое специально используется, чтобы избежать склеивания (слипания) изделий полуготовой изотропной электротехнической стали в процессе окончательного отжига. Электросопротивление поверхности и толщина покрытия не регламентируются.

С-5 — неорганическое или в большинстве случаев неорганическое с добавлением керамических наполнителей или пленкообразующих неорганических компонентов для улучшения его изоляционных способностей. Покрытие — это обычно фосфат, хромат или силикат либо комбинация этих веществ. Покрытие может быть нанесено на лист с ориентированным или неориентированным зерном. Оно используется там, где требуется высокое сопротивление поверхности. Покрытие выдерживает отжиг при температуре 845 °С в нейтральной атмосфере печи. При необходимости в лак С-5 могут быть добавлены органические компоненты, чтобы улучшить штампуемость. Использование и параметры свойств таких покрытий подобны тем, которые являются чисто органическими. Толщина покрытия 0,5...1,0 мкм.

С-5AS — тонкое покрытие С-5 используется, чтобы избежать склеивания (слипания) изделий полуготовой изотропной электротехнической стали в процессе окончательного отжига. Электросопротивление поверхности и толщина покрытия не регламентируются.

С-6 — покрытие на основе органических материалов, в которое добавлены неорганические наполнители в целях улучшения изоляционных свойств. Покрытие С-6 используется, как правило, для окончательно отожженной изотропной электротехнической стали. Покрытие выдерживает выжигание во время ремонта статоров при температуре до 540 °С. Покрытие не выдерживает отжига для снятия напряжений. Толщина покрытия 2...10 мкм.

Обычно сопротивление поверхности и толщина покрытий С-3, С-5, С-6 согласовываются между изготовителем и потребителем.

Рассмотрим кратко процесс производства и свойства полностью обработанной низко-, средне- и высоколегированной изотропной стали.

2.3.1. Средне- и низколегированная изотропная сталь

Нелегированные и низколегированные стали являются самыми простыми и изготавливаются по обычной технологической схеме производства низкоуглеродистой тонколистовой стали в цехах холодной прокатки без дополнительного специализированного оборудования. Технология производства средне- и низколегированной ЭИС включает в себя: выплавку, горячую прокатку, кислотное травление, однократную холодную прокатку, термическую обработку в агрегате непрерывного отжига с использованием комбинированных рекристаллизационно-обезуглероживающих отжигов в контролируемых атмосферах и нанесение электроизоляционного покрытия. Стоимость производства нелегированных и низколегированных сталей составляет 1,1...1,2 от стоимости обычной низкоуглеродистой листовой стали соответствующей толщины [9].

На рис. 19 представлены типичные значения магнитной индукции и потерь для современных марок ЭИС компании JFE Steel Corporation [18].

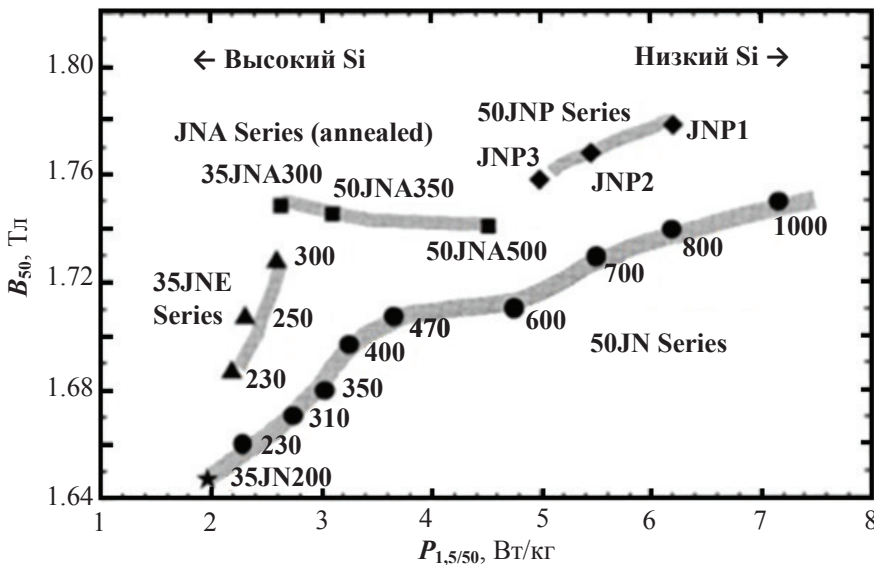


Рис. 19. Марки ЭИС компании JFE Steel Corporation [18]

Свойства средне- и низколегированных марок ЭИС представлены в средней и правой частях рисунка. Отметим особый класс сталей (се-

рия JNP, рис. 19) с повышенной на 0,03...0,05 Тл магнитной индукцией при том же или более низком уровне потерь [18, 20]. Получить подобные свойства можно, если снизить содержание кремния, уменьшить вредную текстурную компоненту (111) в готовой стали за счет добавления элементов, образующих сегрегации, и провести жесткий контроль технологических параметров.

2.3.2. Высоколегированная изотропная сталь

Чем ниже требуемые удельные потери, т. е. чем выше содержание кремния в стали, тем сложнее технология ее производства. Такая зависимость объясняется повышенными требованиями к технологии выплавки и внепечной обработки стали. Кроме того, технология получения такой стали может включать ряд дополнительных операций (рис. 20): отжиг горячекатаного подката в печи нормализации при температуре до 1050 °С; одно- или двукратную холодную прокатку; термическую обработку в агрегате непрерывного отжига при повышенных температурах (до 1100 °С). В результате лучшие марки высоколегированной стали в 2,2...3 раза дороже, чем низкокремнистые [9].

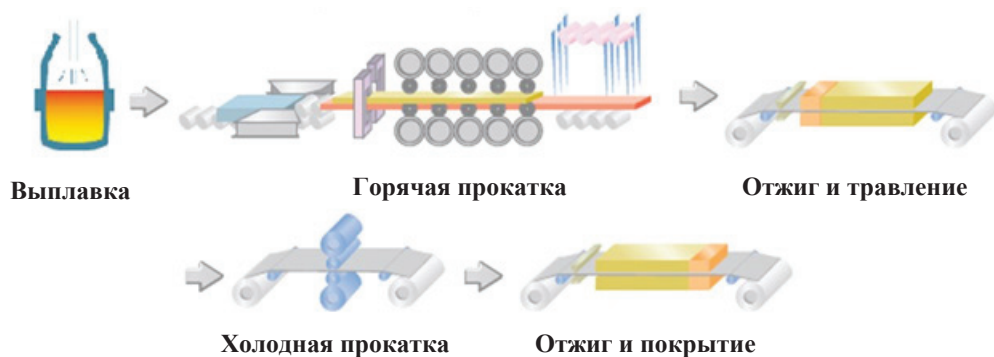


Рис. 20. Технологическая схема производства ЭИС

В последнее время в группе высоколегированных ЭИС достигнуто значительное улучшение магнитных свойств. В лучших марках ЭИС фирм Nippon Steel Corporation и JFE Steel Corporation достигнут уровень потерь по точке $P_{1,5/50}$ менее 2,0 и 2,3 Вт/кг соответственно для толщин 0,35 и 0,5 мм (см. рис. 19). Получение подобных свойств обес-

печивается правильным выбором химического состава, контролем текстурных параметров, контролем размеров и морфологии включений и особенностями технологии производства [9, 19].

В данном разделе необходимо отметить особый класс сталей, содержащих до 6,5 % Si. Такое содержание кремния существенно понижает вихревые токи, улучшает проницаемость и на порядок уменьшает магнитострикцию по сравнению с обычными электротехническими сталями, что обеспечивает минимальные шумовые характеристики магнитопроводов из данных сплавов.

Хорошо известно, что сплавы, содержащие более 3,5 % Si, являются нетехнологичными. В настоящее время только компанией JFE Steel Corporation промышленно выпускается сталь с содержанием 6,5 % Si (Super Core) [18, 21]. Для этого используется технология силицирования (CVD) стали с содержанием 3 % Si. Сплавы выпускаются толщиной 50...100 мкм и показывают высокую эффективность при использовании в устройствах, работающих при частотах 400 Гц...100 кГц.

Поскольку в настоящее время электрооборудование развивается очень быстро, следует ожидать, что в группе средне- и высоколегированных ЭИС так же быстро будет развиваться производство новых марок с низкими магнитными потерями при обычных и высоких (100...400 Гц и более) частотах, в результате чего марочный состав ЭИС претерпит существенные изменения.

2.4. Электротехническая анизотропная сталь

2.4.1. Электротехническая анизотропная сталь коммерческого класса

В 1934 году Н. Госсом (N. P. Goss) [22] был предложен способ производства электротехнической стали с повышенной анизотропией, включающий двукратную прокатку с промежуточным и конечным отжигами в проходных печах. Метод Госса стал основой для всех современных вариантов производства ЭАС. Имя Н. Госса увековечено в англоязычном названии электротехнической анизотропной стали: GOSS — Grain Oriented Silicon Steel.

Интересно отметить, что физические основы получения материала с достаточно высокими магнитными свойствами по способу, предло-

женному в патенте [22], были изучены значительно позже. В 1935 году Р. Бозорт (R. M. Vozorth) в результате рентгеновских исследований сделал вывод, что высокие магнитные свойства стали вдоль направления холодной прокатки объясняются наличием в материале благоприятной текстуры (110)[001] (ребровая текстура, текстура Госсса). В 1949 году С. Данн (C. G. Dunn) указал на вторичную рекристаллизацию (ВР, аномальный рост зерен) как на процесс, ответственный за развитие ориентировки (110)[001] в ЭАС. Еще позже были установлены основные условия реализации аномального роста в материалах — предотвращение собирательной рекристаллизации либо за счет наличия дисперсных частиц второй (ингибиторной) фазы, либо за счет формирования в первично-рекристаллизованной матрице совершенной однокомпонентной текстуры.

С 1980-х годов по настоящее время в качестве ингибиторных фаз при производстве ЭАС используются сульфиды и селениды марганца (MnS , MnSe) и нитриды алюминия (AlN). В русскоязычной литературе технологию производства ЭАС зачастую называют по типу используемой ингибиторной фазы (сульфидная, сульфонитридная, нитридная и т. п.).

Патент [22] лег в основу промышленного метода производства ЭАС, разработанного американской фирмой Armco Steel Corporation (в русскоязычной технической литературе — сульфидный вариант) в сороковые годы двадцатого века. Так как в патенте предусматривался конечный отжиг в проходных печах, то получаемый по данному способу материал имел сравнительно высокие удельные потери. Фирма Armco Steel Corporation (ASC, в настоящее время AK Steel, далее по тексту Armco) разработала технологию обезуглероживающего отжига в среде увлажненного водорода для проходных агрегатов, а высокотемпературную термообработку для реализации ВР и рафинирования материала осуществляла в колпаковых печах при длительных выдержках. Высокотемпературный отжиг (ВТО) потребовал мер, защищающих металл от сваривания во время термической обработки. В соответствии с этим была разработана технология, предусматривающая нанесение термостойкого покрытия на основе оксида магния и получение стекловидного защитного (грунтового) слоя в процессе ВТО за счет взаимодействия MgO с ранее окисленной при обезуглероживающем отжиге поверхностью материала. Фактически методом Armco текстурованная кремнистая сталь производилась как композитный материал, имею-

щий керамическое покрытие (грунтовый слой, на который был нанесен слой солей ортофосфорной кислоты — фосфатов), характеризующееся наличием электроизолирующего эффекта [17].

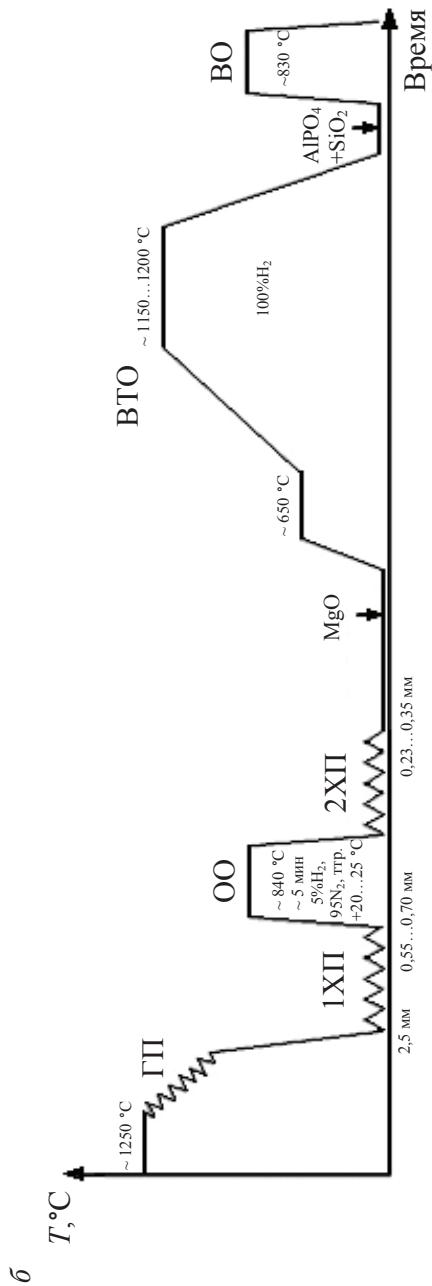
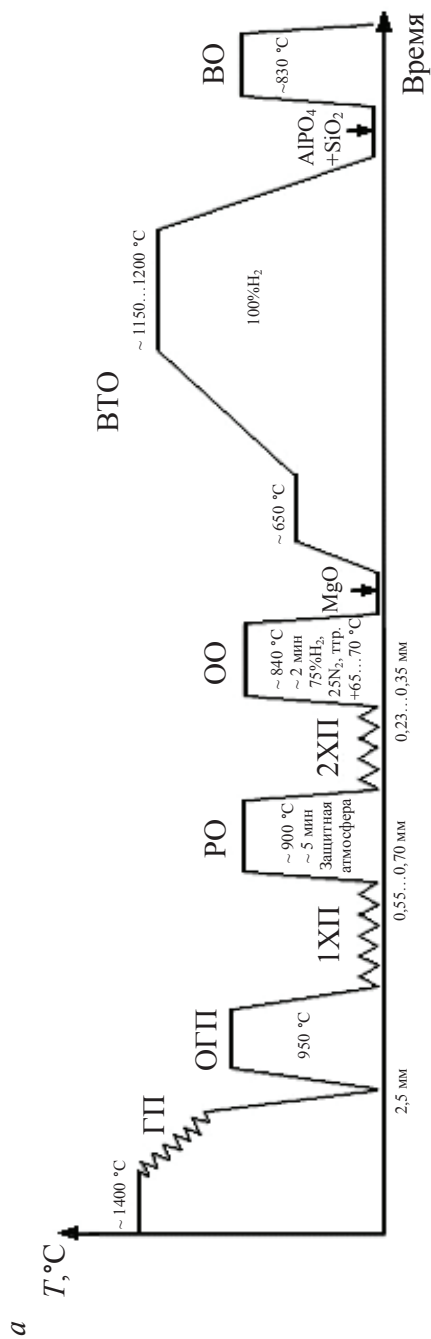
Технология производства ЭАС Armco, ставшая в настоящее время классической, после выплавки и горячей прокатки (ГП) включает следующую последовательность операций (рис. 21, а): отжиг горячекатаного подката в проходной печи при сравнительно низкой температуре $\sim 900^\circ\text{C}$, первая холодная прокатка со степенью деформации 70...75 %, рекристаллизационный отжиг в непрерывном агрегате, вторая холодная прокатка с величиной деформации 50...60 %, рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг в среде азотоводородной смеси (обычно 75 % H_2 + 25 % N_2), увлажненной до температур точки росы $\sim 65...70^\circ\text{C}$ ($\% \text{H}_2\text{O} / \% \text{H}_2 \sim 0,4...0,45$), нанесение термостойкого покрытия в виде суспензии MgO с последующим его сушкой, длительный высокотемпературный отжиг в атмосфере сухого водорода, выпрямляющий отжиг в проходной печи с нанесением электроизоляционного покрытия и его сушкой. Типичный химический состав после выплавки ЭАС сульфидного варианта ингибирования (в англоязычной литературе — вариант Armco) представлен в табл. 8.

Таблица 8

Типичный химический состав (после выплавки) электротехнической анизотропной стали основных вариантов производства [9]

Вариант (ингиби- торная фаза)	Содержание элементов, мас. %						
	C	Si	Mn	S	Al	N	Cu
Сульфидный (MnS)	0,020... 0,030	2,9...3,2	0,065... 0,075	0,020... 0,028	< 0,005	< 0,004	< 0,2
Нитридно-медный (AlN)	0,025... 0,040	2,9...3,2	0,1... 0,3	< 0,01	0,012... 0,018	0,008... 0,013	0,40... 0,60
Сульфонитридный (MnS и AlN)	0,045... 0,060	2,9...3,2	0,06... 0,09	0,020... 0,028	0,025... 0,032	0,007... 0,013	< 0,2

ЭАС, производимая по варианту Armco, с номинальной толщиной 0,30 мм характеризуется магнитной индукцией $B_{800} \sim 1,80...1,84$ Тл, магнитными потерями $P_{1,7/50} \sim 1,20...1,40$ Вт/кг. В англоязычной технической литературе ЭАС с подобными электромагнитными свойствами обычно обозначается CGO или GO (обычная текстурованная сталь). Макроструктура материала, произведенного по сульфидной технологии, является сравнительно мелкозернистой — 2...5 мм (рис. 22, а–в).



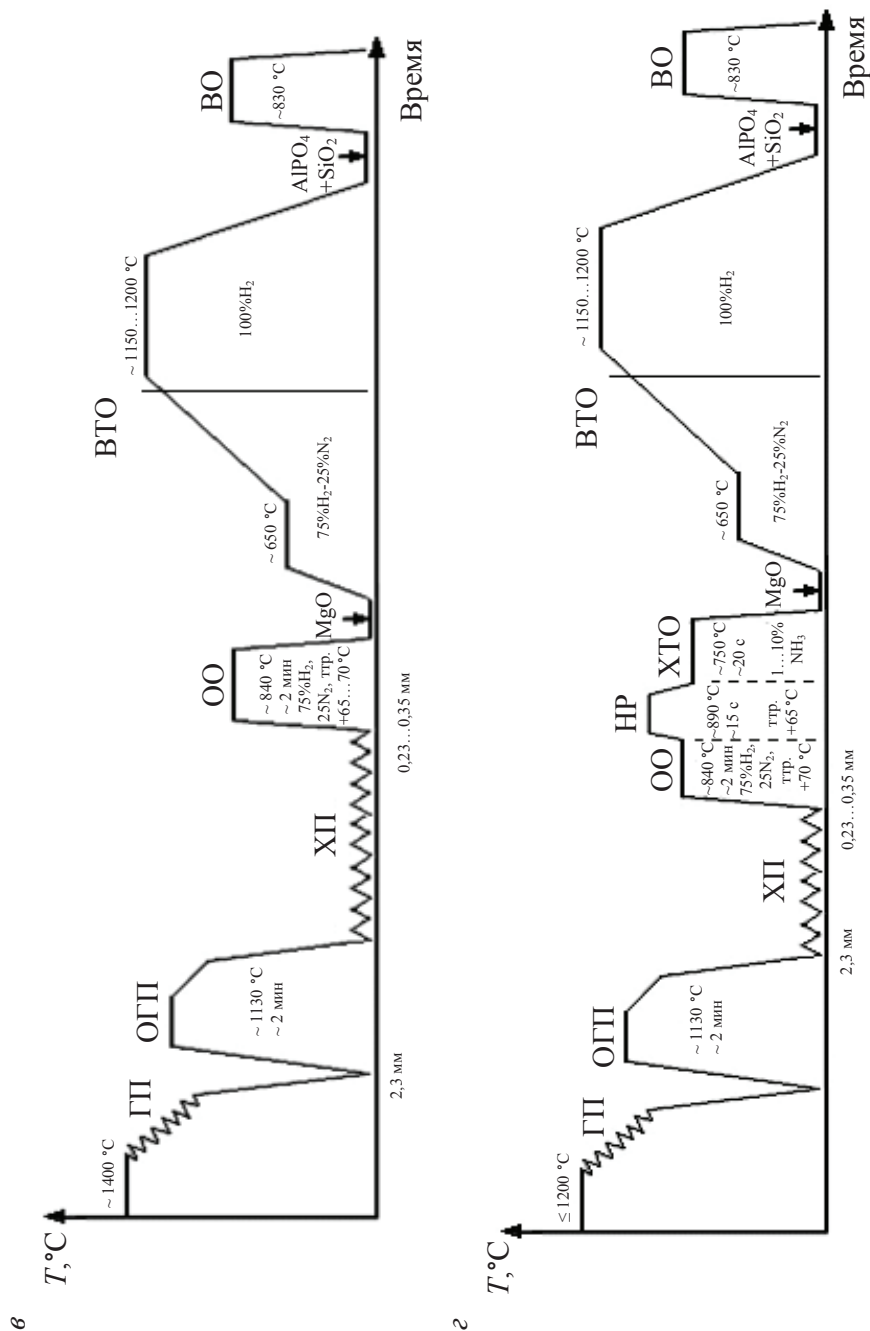


Рис. 21. Основные технологические схемы производства ЭАС [10]:

а — сульфидный вариант; б — нитридно-медный вариант; в — сульфонитридный вариант; г — метод приобретенного ингибитора; ГП — горячая прокатка; ОГП — отжиг горячекатаного подката; ХП — холодная прокатка; РО — рекристаллизационный отжиг; ОО — рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг; НР — отжиг для нормального роста зерна; ХТО — химико-термическая обработка (азотирование); ВТО — высокотемпературный отжиг; ВО — выпрямляющий отжиг

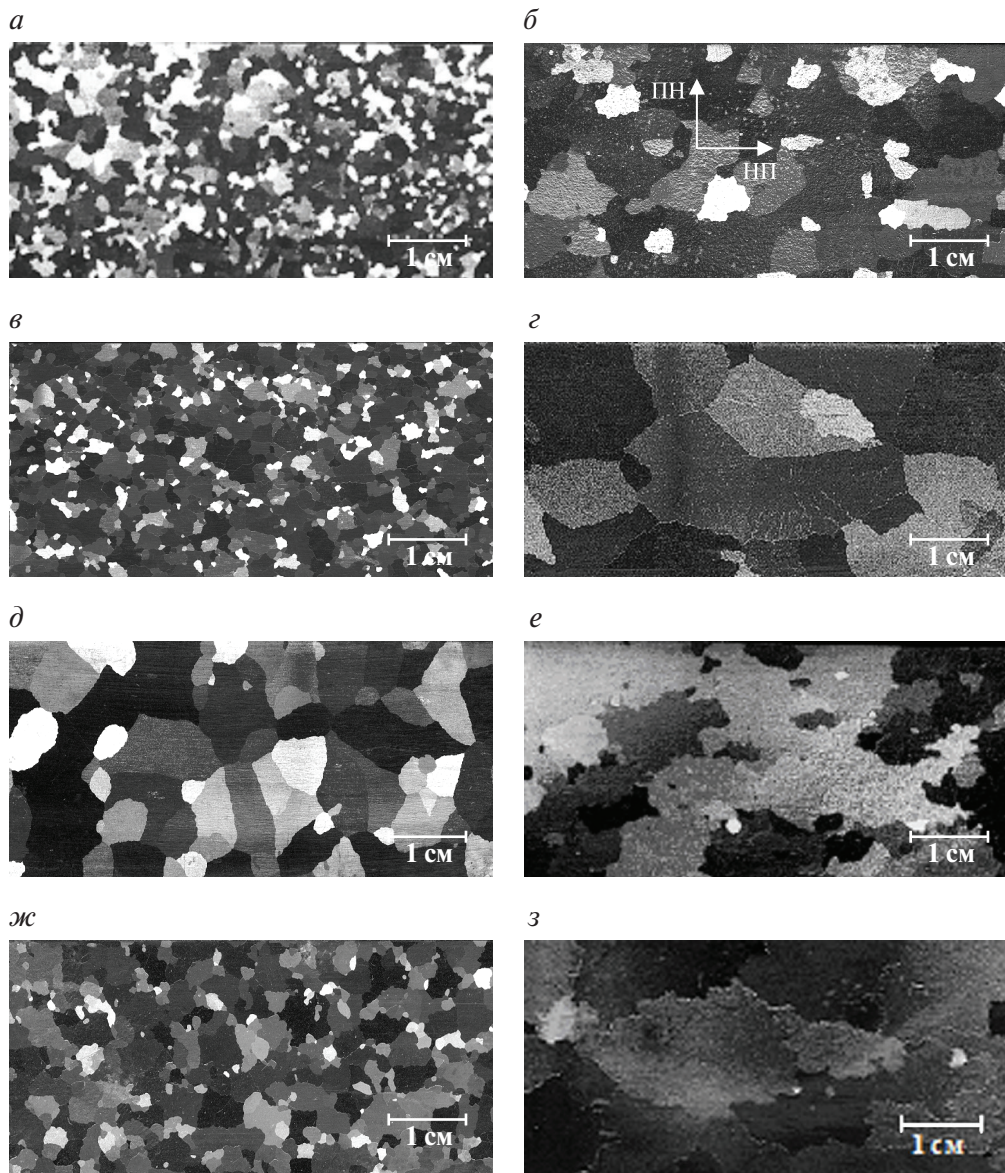


Рис. 22. Макроструктура ЭАС различных вариантов производства (толщина всех образцов 0,30 мм) [11]:

a — сульфидная технология: $B_{800} = 1,82$ Тл, $P_{1,7/50} = 1,32$ Вт/кг; *б* — сульфидная технология: $B_{800} = 1,83$ Тл, $P_{1,7/50} = 1,24$ Вт/кг; *в* — сульфидная технология: $B_{800} = 1,85$ Тл, $P_{1,7/50} = 1,16$ Вт/кг; *г* — нитридно-медная технология: $B_{800} = 1,90$ Тл, $P_{1,7/50} = 1,12$ Вт/кг; *д* — нитридная технология: $B_{800} = 1,80$ Тл, $P_{1,7/50} = 1,43$ Вт/кг; *е* — сульфонитридная технология: $B_{800} = 1,92$ Тл, $P_{1,7/50} = 1,03$ Вт/кг; *ж* — технология Kawasaki: $B_{800} = 1,87$ Тл, $P_{1,7/50} = 1,05$ Вт/кг; *з* — технология приобретенного ингибитора: $B_{800} = 1,92$ Тл, $P_{1,7/50} = 1,03$ Вт/кг

Фирма Armco продала лицензии на производство ЭАС по сульфидной технологии фирмам Allegheny Ludlum Industries (США) в 1950 году и US Steel (США) в 1953 году. Начиная с 1952 года Armco продавала лицензии на производство как горячекатаной, так и холоднокатаной стали в другие страны. До начала семидесятых годов двадцатого века 80 % ЭАС производилось по лицензиям фирмы Armco. Остальные 20 % стали также изготавливались методами, по параметрам и последовательности технологических операций близкими к сульфидной технологии [17].

После резкого усовершенствования способа производства ЭАС фирмой Armco в 50-е годы XX века в течение последующего десятилетия, постепенно улучшаемые свойства стали стабилизировались, а производство материала подобного типа достигло уровня, когда дальнейшие возможности совершенствования технологии были исчерпаны [17].

В 1960-е годы в Советском Союзе на Новолипецком металлургическом комбинате был разработан свой способ производства ЭАС, заметно отличающийся от зарубежных параметрами технологических операций [23]. Существенным технико-экономическим преимуществом российской технологии по сравнению с другими способами производства ЭАС являлась более низкая температура нагрева металла перед горячей прокаткой ($\sim 1240...1280$ °С против $1380...1420$ °С). Возможность применения сравнительно низкого нагрева (обычного для углеродистых сталей) было следствием использования в качестве ингибиторной фазы при ВР нитридов алюминия. Причем количество алюминия при выплавке ЭАС (0,01...0,02 мас. %) было существенно меньшим, чем в стали сульфонитридного варианта (см. табл. 8), что позволяло растворять крупные частицы, выделившиеся в процессе кристаллизации металла при заметно меньших температурах. Другим отличием российской технологии от зарубежных являлось проведение рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига при двукратной прокатке в промежуточной толщине. При этом термообработка проводилась не в газе, состоящем из продуктов диссоциации аммиака ($25\% \text{N}_2 + 75\% \text{H}_2$) и пара ($\sim 30...35\% \text{H}_2\text{O}$), а в низководородной ($95\% \text{N}_2 + 5\% \text{H}_2$) увлажненной атмосфере ($\sim 2,0...2,5\% \text{H}_2\text{O}$). Обезуглероживание в промежуточной толщине заменило крайне неэффективный «черный» отжиг горячекатаного подката, проводимый в колпаковых печах с целью уменьшить содержание углерода в металле [24].

Наиболее интересной особенностью российской технологии является отсутствие перед ВТО рекристаллизующей термообработки в проходной печи. Вследствие этого деформированная при второй холодной прокатке ЭАС проходит стадию первичной рекристаллизации в процессе ВТО в колпаковых печах при сверхмедленных скоростях нагрева, что в дальнейшем способствует при ВР формированию более совершенной ребровой текстуры и, следовательно, улучшению магнитных свойств готовой стали.

В начале 1980-х годов магнитные свойства ЭАС, производимой по данному способу, были существенно улучшены за счет введения в металл при выплавке 0,4...0,6 мас. % Cu [25]. Идея использования в ЭАС меди принадлежит американскому исследователю Ф. Малагари (F. A. Malagari) («Allegheny Ludlum Industries») [26]. В настоящее время в сталь, производимую по любому из вариантов, рекомендует-ся (или допускается) вводить при выплавке медь до 0,2 мас. %. Однако следует отметить, что значительное улучшение магнитных свойств получено только для ЭАС, изготавливаемой по российской технологии.

Последовательность основных операций обработки после ГП для нитридно-медного способа производства ЭАС изображена на рис. 21, б. В начале XXI века сталь, производимая данным методом, характеризуется магнитной индукцией $B_{800} \sim 1,86...1,89$ Тл и удельными потерями $P_{1,7/50} \sim 1,05...1,20$ Вт/кг (для толщины 0,30 мм). Макроструктура отличается достаточно крупным размером зерна 10...40 мм (см. рис. 22, г).

Исторически авторство российских металлургов на данный способ производства ЭАС безусловно, однако может быть оспорено в рамках международного права. Южно-Корейская фирма Posco в 1990-х годах запатентовала [27] и внедрила нитридно-медную технологию ЭАС сначала в собственном производстве, а затем на польской фирме Stalproduct. Отметим также, что впервые в открытых зарубежных обзорах [28] нитридно-медный способ производства ЭАС упомянут как технология, наиболее распространенная в России и позволяющая получать ЭАС с повышенной проницаемостью, но уступающую по своим характеристикам стали класса HI-B.

Перечисляя основные способы производства ЭАС, следует также упомянуть наименее распространенную технологию — нитридный вариант. Этот способ производства ЭАС предполагал выплавку металла, химический состав которого близок по содержанию элементов к стали нитридно-медного варианта, но без добавления меди. После-

дующая обработка производилась согласно технологической схеме Armco. Этот метод обеспечивал сравнительно низкие свойства готовой стали: $B_{800} \sim 1,78...1,81$ Тл, $P_{1,7/50} \sim 1,30...1,50$ Вт/кг (для толщины 0,30 мм), что объясняет его незначительное распространение среди фирм-производителей ЭАС. Данный метод производства ЭАС использовался на фирме Válcovny Plechu (Чехия), а также на итальянском предприятии Acciai Speciali Terni S.p.A. (AST или Terni) под названием «низкотемпературный сульфонитридный вариант». Преимущество этого варианта (также как нитридно-медного) состояло в сравнительно низком нагреве слабов перед горячей прокаткой ($\sim 1240...1260$ °C). Величина зерна в готовой стали составляла 5...10 мм (см. рис. 22, д).

По приблизительным оценкам в 2016 году объем мирового производства коммерческой анизотропной стали составил $\sim 1,1$ млн тонн (оценка).

2.4.2. Электротехническая анизотропная высокопроницаемая сталь

Новый способ производства ЭАС был разработан в шестидесятые годы двадцатого века С. Тагучи (S. Taguchi) на фирме «Син Ниппон сейтецу» (позже Nippon Steel Corporation — NSC) [17, 29]. Основопологающими работами, представляющими новую технологию производства ЭАС, по-видимому, являлись патенты С. Тагучи и А. Сакакура (A. Sakakura) 1964 года [30] и С. Тагучи, А. Сакакура и Х. Такашима (H. Takashima) 1966 года [31]. Авторы впервые рекомендовали значительное увеличение объемной доли и дисперсности ингибиторной фазы за счет повышения содержания кислоторастворимого алюминия и введения высокотемпературного отжига горячекатаного подката перед силовым холодным обжатию. В патентах 1970-х годов указанные направления получили дальнейшее развитие. В итоге сложилась оригинальная схема производства ЭАС с высокой степенью совершенства кристаллографической текстуры (см. рис. 21, в).

Фирма NSC начала промышленное производство ЭАС с высокой магнитной индукцией (названную HI-B) с 1968 года. В русскоязычной литературе данная технология известна как сульфонитридный вариант производства ЭАС. В этом варианте производства стали в качестве ингибиторных фаз используются AlN и MnS. Сталь при вы-

плавке характеризуется повышенным содержанием (по сравнению с сульфидным вариантом) углерода и алюминия (см. табл. 8). ЭАС, изготовленная по данной технологии, обладает магнитной индукцией $B_{800} \sim 1,90...1,94$ Тл — самой высокой для кремнистой стали. Это обеспечивается за счет формирования большого количества высокодисперсной ингибиторной фазы в процессе термообработок и мощного силового воздействия на текстуру стали, каковой является однократная прокатка (степень деформации более 80 %, оптимальная — 87 %). Магнитные потери $P_{1,7/50}$ у данной ЭАС являются самыми низкими — $0,95...1,10$ Вт/кг (для толщины 0,30 мм). Размер зерна данного варианта стали составляет 8...25 мм, макроструктура отличается высокой изрезанностью границ зерен (см. рис. 22, е).

Принципиально важным в данной технологии является наличие после горячей прокатки (ГП) кратковременного отжига горячекатаного подката в непрерывном агрегате при температурах $\sim 1120...1150$ °С с жестко регламентированным законом охлаждения. Лицензии на производство стали класса HI-B были куплены фирмой Armco в 1971 году, немецкой фирмой ThyssenKrupp Electrical Steel EBG GmbH (EBG, далее по тексту Thyssen) в 1972 году, французской и бельгийской фирмами в 1974 году и British Steel Corporation (Великобритания) в 1975 году [17].

В 1973 году японская фирма Kawasaki Steel Corporation (KSC, в настоящее время JFE Steel Corporation, далее по тексту — Kawasaki) запатентовала, а в 1974 году реализовала промышленный способ производства ЭАС с высокой индукцией марки RGH [32, 33]. Данный вариант по существу является развитием сульфидной технологии. При производстве сталь проходит те же операции в той же последовательности, что и в технологии Armco. Однако существует несколько принципиальных отличий: в металл при выплавке вводится селен и сурьма (вероятно образующие дополнительную ингибиторную фазу в виде частиц MnSe и Sb), используются более низкие температуры нагрева слабов перед ГП, более жестко регламентируется режим ГП, используется повышенная степень деформации при второй холодной прокатке (более 60 %), ВТО включает несколько изотермических выдержек металла в интервале температур ВР. ЭАС имеет магнитную индукцию $B_{800} \geq 1,87$ Тл и выше, магнитные потери $P_{1,7/50} \sim 1,00...1,10$ Вт/кг (для толщины 0,30 мм), характеризуется высоким качеством электроизоляционного покрытия. Макроструктура ЭАС сравнительно мелкозернистая, размер кристаллитов в среднем не превышает 6 мм (см. рис. 22, д).

Лицензия на производство ЭАС по методу Kawasaki была продана в 1974 году фирме Surahammars Bruk (Швеция). Наличие жестких требований к параметрам технологических операций, несмотря на высокие свойства готовой стали, не позволило данному варианту получить широкое распространение в мировой практике производства ЭАС. Сталь селеново-сурьмяного варианта в настоящее время производится только фирмой Kawasaki.

До девяностых годов двадцатого века в мировой практике были известны только пять вышеперечисленных вариантов производства ЭАС, отличающихся тем, что ингибиторная фаза, необходимая для протекания ВР, определялась исходным химическим составом стали. В результате чего японскими специалистами было предложено отнести все эти варианты к общему методу производства ЭАС — методу врожденного ингибитора [34], обладающему двумя существенными недостатками:

- для получения высокодисперсной ингибиторной фазы требуется продолжительная выдержка слэбов перед ГП при высоких температурах, а также охлаждение по достаточно строго регламентированному закону после выдержки (требуется специальное оборудование, что весьма не экономично);
- необходимо в процессе последующей обработки не допускать укрупнения частиц ингибиторной фазы.

В связи с вышеперечисленными недостатками многими исследователями предпринимались и делаются сейчас попытки разработать технологию введения регулируемого количества азота в сталь перед окончательным отжигом с целью сформировать ингибиторную фазу в процессе ВТО. Эти схемы производства японские ученые предложили отнести к методу приобретенного ингибитора (МПИ) [34].

Следует отметить, что подобные разработки не являются новыми. Начиная с 1960-х годов публиковались работы, посвященные формированию ингибиторной фазы в ЭАС за счет процесса химико-термической обработки. Например, в 1967 году учеными института физики металлов АН СССР Б. К. Соколовым, В. Д. Садовским и др. был разработан способ изготовления текстурованной ленты из железокремнистых сплавов, включающий прокатку и термообработку с высокими скоростями нагрева и охлаждения [35, 36]. Способ отличался тем, что с целью развития ВР, обуславливающей получение текстуры, производят стабилизирующий отжиг при температуре 600 °С в селитровой ванне.

В семидесятых годах двадцатого века японскими исследователями патентовались способы производства ЭАС с высокой магнитной индукцией. Сущность их заключалась в формировании дополнительного количества нитридов к уже имеющимся в металле фазам MnS и AlN на переделах, предшествующих высокотемпературному отжигу (за счет обработки в среде NH_3 или N_2) или при ВТО (за счет добавки в термостойкое покрытие азотосодержащих фаз).

С 1989 года NSC целенаправленно вела работы по созданию технологии производства ЭАС, основанной на использовании азотирования стали в конечной толщине. Последовательность технологических операций при производстве ЭАС по методу МПИ представляется следующим образом [10] (см. рис. 21, з):

- выплавка стали, содержащей около 3 мас. %Si, ~0,04...0,06 мас. %C и ~0,020...0,03 мас. %Al;
- горячая прокатка с предварительным подогревом слэбов до температур не более 1200 °C;
- кратковременный отжиг горячекатаного проката в проходной печи при температуре ~1130 °C с жестко регламентированным охлаждением;
- холодная прокатка на конечную толщину со степенью деформации не менее 80 % (оптимально 87...88 %);
- рекристаллизационно-обезуглероживающий этап отжига в проходной печи по режиму, аналогичному применяемому в сульфонитридной технологии;
- азотирование в проходной печи при температурах 700...850 °C в течение нескольких секунд в азотоводородной смеси, содержащей 0,1...10 объемных процентов аммиака (NH_3), концентрация азота в стали должна составлять не менее 0,015 мас. %;
- высокотемпературный отжиг с регламентированной подачей азота на различных его стадиях;
- выпрямляющий отжиг с нанесением электроизоляционного покрытия. Химико-термическая обработка в проходной печи может быть заменена азотированием стали при ВТО атмосферой из межвиткового пространства за счет диссоциации, ранее добавленных в термостойкое покрытие (MgO) азотосодержащих добавок (нитридов переходных металлов).

С 1997 года NSC полностью перевела мощности принадлежащего ей завода Yawata на производство ЭАС по методу приобретенного

ингибитора. Качество выпускаемой стали соответствует классу НІ-В, т. е. не уступает по уровню магнитных свойств стали, изготовленной по сульфонитриднему варианту. Макроструктура данного варианта ЭАС практически полностью соответствует макроструктуре стали сульфонитридного варианта (см. рис. 22, з).

Большинство основных производителей ЭАС рассматривают МПИ как развитие сульфонитридного варианта производства стали, который в действительности имеет аналогичный набор операций, а не как принципиально новую технологию. С начала XXI века многие предприятия ведут самостоятельные исследования по использованию ХТО при производстве ЭАС. По времени появления некоторых патентов и материалов конференций [10] можно заключить, что помимо NSC в 2008 году уже производили ЭАС с использованием азотирования в промышленных или опытно-промышленных объемах Posco, WISCO (КНР), Baoshan Iron & Steel (Baosteel, КНР), Thyssen.

С момента появления ЭАС, многими исследователями разрабатывались специальные методы снижения вихретоковой составляющей магнитных потерь. Основным направлением работ являлось уменьшение как поперечных, так и продольных размеров 180-градусных доменов в магнитной структуре ЭАС до некоторого оптимального уровня либо за счет создания в кристаллитах растягивающих напряжений, направление которых параллельно оси [001], либо за счет использования структурных барьеров.

Упругая деформация металла, появляющаяся под действием растягивающих напряжений, приводит к уменьшению ширины основных доменов и уничтожает каплевидную доменную структуру, т. е. оказывает положительное влияние как на вихревую, так и на гистерезисную составляющие удельных потерь. Практически реализованным способом создания в зернах ЭАС (как высокопроницаемой, так и коммерческого класса) растягивающих напряжений является нанесение на полосу, прошедшую высокотемпературную обработку, составов, способствующих образованию покрытий в процессе отжига, имеющих минимальный коэффициент термического расширения (КТР). Адгезионное сцепление покрытия с металлом происходит при высоких температурах (~ 800 °C). КТР стали значительно выше, чем у покрытия. Поэтому при остывании покрытие препятствует уменьшению размеров металла и в поверхностном слое стали создаются растягивающие, а в покрытии — сжимающие упругие напряжения [11].

Таким образом, разработка покрытий для ЭАС с пониженным КТР было важным направлением исследований с момента появления первого промышленного способа производства ЭАС. Эффект снижения магнитных потерь за счет приложения к металлу растягивающих напряжений наиболее сильно выражен в случае совершенной текстуры (110) [001] в крупнозернистой стали (НІ-В). По этой причине появление ЭАС с высокой индукцией интенсифицировало разработки новых составов покрытий, снижающих магнитные потери. В настоящее время практически все ведущие производители ЭАС используют так называемое «магнитоактивное» покрытие, представляющее смесь алюмофосфата с дисперсным оксидом кремния, в качестве добавки, существенно понижающей КТР. Применение покрытий с достаточно малым КТР позволяют снизить удельные магнитные потери $P_{1,7/50}$ на величину $\sim 3...10\%$.

Под структурными барьерами в общем случае понимают закономерно расположенные протяженные участки, отличающиеся от основного материала химическим составом, структурой, текстурой, характером упругонапряженного состояния, плотностью структурных дефектов, выделениями второй фазы. В магнитном отношении на структурных барьерах сосредоточиваются магнитные заряды, приводящие к появлению замыкающих доменов и ограничивающие размеры основных доменов.

Начало использования структурных барьеров для снижения магнитных потерь было положено А. Филдлером (A. Fieldler) и В. Пепперхоффом (W. Pepperhoff) [36], которые наносили на поверхность магнетика систему параллельных канавок (царапин). Разработанный способ трудно реализуем в промышленных условиях, при этом предполагал повреждение электроизоляционного покрытия. Дальнейшие исследования были направлены на получение структурных барьеров без уменьшения площади сечения прохождения магнитного потока. Здесь можно выделить следующие направления развития методов снижения потерь [11]:

- регулирование размера и формы кристаллических зерен (в качестве структурных барьеров в этих методах выступают границы зерен);
- создание в пределах крупных зерен определенным образом расположенных субструктурных прослоек;
- создание в пределах крупных зерен определенным образом расположенных областей с высоким уровнем упругих напряжений.

Структурные барьеры до 1975 г. создавались исключительно за счет локальных пластических деформаций, а также царапанием, прокаткой в профильных валках, дробеструйным наклепом и т. д. Наиболее перспективным способом создания структурных барьеров оказалась локальная лазерная обработка (ЛЛО), впервые предложенная для этой цели в ИФМ УрО АН СССР в 1974 году [38].

В первых работах по использованию лазеров для снижения потерь измельчение доменов осуществлялось за счет получения в ЭАС кристаллитов определенных форм и размеров [39]. Сталь подвергали ЛЛО после холодной прокатки. Области термического воздействия имели форму узких полос поперек направления прокатки, отстоящих друг от друга на 2...3 мм. В них протекала первичная рекристаллизация и при последующей обработке создавались структурные барьеры, препятствующие свободному росту зерен при вторичной рекристаллизации (ВР) [40]. На месте областей термического воздействия лазерного излучения формировались границы крупных зерен ВР. Метод регулирования размеров и формы зерен в ЭАС позволял снижать удельные магнитные потери на 6...12 % в зависимости от остроты кристаллографической текстуры (110) [001].

Другой метод заключался в ЛЛО готовой крупнозернистой стали. Локальную лазерную обработку производили перпендикулярно направлению прокатки на расстоянии 3...10 мм, при последующем отжиге развивались процессы полигонизации, в результате которых формировалась характерная микроструктура с большой плотностью малоугловых границ [41]. Данный метод, как и описанный выше, приводил к термически устойчивому эффекту снижения магнитных потерь.

За рубежом первая работа по использованию лазера для снижения потерь в ЭАС относится к 1978 году [42]. На заключительном этапе обработки стали, после нанесения изоляционного покрытия, проводили локальный лазерный нагрев с невысокой плотностью энергии. Упругие напряжения в зонах термического воздействия обеспечивали измельчение основных магнитных доменов. Несмотря на термическую неустойчивость эффекта снижения потерь (при нагреве упругие напряжения релаксируют), этому методу отдается предпочтение вследствие его простоты.

В 1983 году на фирме «Явата Ниппон Сэйко» (Япония) была установлена опытная линия по лазерной обработке готовой ЭАС [10, 11], обеспечивающая снижение потерь на 7...13 %. В 1986 году завершены

работы по созданию промышленной линии лазерной обработки ЭАС на одном из заводов фирмы Armco. В 90-х годах прошлого века созданы лазерные линии на фирмах Thyssen, Terni (Италия) и Ugine (Франция). В настоящее время измельчению доменной структуры, как правило, подвергают высокопроницаемую сталь.

Помимо ЛЛО, некоторые фирмы-производители ЭАС с 80–90-х годов двадцатого века используют альтернативные технологии обработки, позволяющие также снижать удельные магнитные потери:

- фирма ORB (Великобритания) применяет механический способ нанесения структурных барьеров на готовую ЭАС путем накатки стальными шариками (марки стали M90–23P*, M95–27P*);
- фирма Kawasaki применяет локальную плазменную обработку, по-видимому, совмещая ее с микролегированием локальных областей поверхности ЭАС (марки стали 20JGHD085, 20JGHD090, 23JGSD080, 23JGSD085, 23JGSD090, 27JGSD090, 27JGSD095);
- NSC применяет кроме ЛЛО (марки стали ZDKH — ORIENTCORE HI-B LS) механическую насечку зубчатым роликом перед нанесением покрытия и выпрямляющим отжигом. В процессе отжига за счет первичной рекристаллизации формируются термически стабильные барьеры (марки стали ZDMH — ORIENTCORE HI-B PM).

По приблизительным оценкам в 2016 году объем мирового производства высокопроницаемой анизотропной стали составил ~1,6 млн тонн. В настоящее время (начало XXI века) лидерами по производству данного вида продукции являются фирмы Nippon Steel Corporation, JFE Steel Corporation, Posco, Thyssen Krupp, AK Steel.

2.4.3. Структурные изменения в процессе производства электротехнической анизотропной стали

Технология производства ЭАС по нитридно-медному варианту. С начала XXI века в России производство ЭАС по нитридно-медному варианту включает несколько основных (структуроформирующих) и вспомогательных («косметических») последовательно проводимых технологических операций [10, 11]. Проследим преобразование микроструктуры и текстуры при производстве ЭАС по российской технологии [43]:

1. Выплавка стали кислородно-конвертерным способом. Обычно для повышения чистоты металла в процессе выплавки используется вакуумирование.

2. После получения необходимого химического состава непрерывная разливка на криволинейной машине в слябы толщиной 250 мм и шириной 1030...1100 мм.

3. Нагрев непрерывно-литых слябов в методических печах или печах с шагающими балками до температур 1250...1280 °С в течение 3,5...4 часов.

4. Горячая прокатка (ГП) слябов на непрерывном широкополосном стане (НШС) в полосу толщиной ~2,5 мм. Толщина раската после черновой горячей прокатки 40...50 мм. Температура конца чистовой прокатки 920...960 °С. Температура смотки полосы в рулон 540...580 °С.

5. Очистка горячекатаной стали от окалины осуществляется химическим способом на непрерывном травильном агрегате (НТА). Травление полос производится в подогретых растворах серной кислоты в каскадных ваннах. В случае необходимости на НТА производится вырезка дефектов, обрезка кромки, укрупнение рулонов.

6. Первая холодная прокатка (1ХП) производится на стане типа тандем (четырёх- или пятиклетьевом) на толщины 0,55...0,80 мм.

7. Рулоны металла в промежуточной толщине проходят обработку на агрегатах подготовки рулонов (АПР) в целях подрезки кромок, вырезки участков полосы с дефектами и с толщиной, выходящей за пределы допусков.

8. После предварительного обезжиривания в течение нескольких минут рулоны проходят рекристаллизационно-обезуглероживающий отжиг в увлажненной азотоводородной атмосфере при температуре 790...860 °С. Обработка полос стали производится на непрерывных агрегатах вертикального (башенного) или горизонтального типов. При обезуглероживающем отжиге температура по зонам печи и скорость обработки стали устанавливаются в зависимости от химического состава стали. Содержание углерода в металле после обработки не должно превышать 0,004 мас. %. Также принципиально важным является формирование в процессе рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига на поверхности полосы максимально однородной по толщине и фазовому составу оксидной пленки (преимущественно SiO_2).

9. Отожженные рулоны проходят вторую холодную прокатку (2ХП) на реверсивном двадцативолковом стане на окончательную толщину 0,27, 0,30 или 0,35 мм за два или три прохода.

10. Рулоны металла в окончательной толщине проходят подготовку на агрегатах подготовки рулонов в целях вырезки участков полосы с дефектами и с толщиной, выходящей за пределы допусков.

11. На специализированных агрегатах производятся обезжиривание полосы, приготовление, нанесение и сушка термоизоляционного покрытия на основе суспензии оксида магния (MgO).

12. Высокотемпературный отжиг (ВТО) стали в колпаковых печах проводится в целях образования в стали крупнозернистой структуры с текстурой (110) [001], рафинирования металла, создания на поверхности полосы грунтового слоя (Mg_2SiO_4 — форстерит), необходимого для получения электроизоляционного покрытия при выпрямляющем отжиге. ВТО проводится по жестко регламентированным температурному и газовому режимам, состоящим из периодов регулируемого нагрева (со скоростью $10\ldots 25^\circ/\text{ч}$), низкотемпературной ($\sim 650^\circ\text{C}$) и высокотемпературной ($\sim 1150^\circ\text{C}$) выдержек, нерегулируемого охлаждения садки с печью и ускоренного охлаждения под муфелями. Обычно нагрев осуществляется в азотоводородной смеси, применяется высокотемпературная выдержка (для рафинировки) в атмосфере сухого водорода.

13. На агрегатах выпрямляющего отжига (АВО) производится термическая обработка полос стали для снятия рулонной кривизны, формирующейся в процессе ВТО, а также получение на поверхности металла электроизоляционного покрытия на основе алюмофосфатного раствора ($\text{Al}(\text{OH})_3 + \text{H}_3\text{PO}_4 + \text{H}_2\text{O}$), которым пропитывается грунтовый слой.

14. Окончательная обработка стали на АПР включает подрезку кромок полосы, вырезку дефектных участков, комплектование рулонов, резку на ленту, резку на листы, после чего следуют такие операции, как сортировка, маркировка, упаковка и отгрузка готового продукта.

Выплавка стали. Влияние легирующих элементов на формирование структуры и свойства ЭАС. ЭАС относится к среднелегированной особо низкоуглеродистой стали, что и определяет технологию их выплавки.

ЭАС выплавляется в дуговых печах или в кислородных конвертерах. Поскольку содержание кремния в ней достаточно высоко, его растворение и равномерное распределение по всему объему металла составляет дополнительную сложность для сталеплавыльщиков. В частности, для легирования ЭАС используется лишь «богатый» ферросилиций с содержанием кремния $65\ldots 75$ мас. %. Выплавка сталей сульфидно-

го, нитридно-медного и сульфонитридного вариантов характеризуются дополнительными особенностями.

Для того чтобы свести к минимуму взаимодействие окисленного конвертерного шлака с ферросилицием, последний загружают на дно второго сталеразливочного ковша. Металл в него переливают из первого через сталеразливочный стакан в дне, отверстие которого при появлении шлака перекрывают шибером. Во время перелива и после него металл в ковше перемешивается аргоном, вдуваемым через шиберное устройство. После растворения всего ферросилиция и усреднения состава металла отбирается его проба для химического анализа и в случае необходимости осуществляется корректировка состава стали присадкой добавок ферросилиция, ферромарганца, а при необходимости и серы.

Для глубокой десульфурации стали нитридно-медного варианта используется ее рафинирование шлаком восстановительного периода в процессе выпуска. Для этого после разделывания сталевыпускного отверстия печь наклоняют на небольшой угол и сливают в ковш большую часть высокоосновного печного шлака, а затем пропускают через него поток стали.

Достаточно сложной задачей выплавки электротехнических сталей является получение точной концентрации алюминия в связи с существенно различной степенью усвоения его металлом. Данная задача успешно решена за счет использования трайп-аппаратов.

Основная задача выплавки стали — получение продукта заданного химического состава. Обычно, говоря о химическом составе электротехнических сталей, проводится анализ влияния различных легирующих элементов на магнитные свойства готового продукта и делаются рекомендации по их оптимальному содержанию. В действительности химический состав реальной ЭАС в гораздо большей степени определяется особенностями варианта технологии производства стали и возможностями металлургического оборудования, на котором данный вариант реализуется. Кроме того, следует иметь в виду, что химический состав ЭАС является непостоянной величиной и в процессе производства несколько изменяется, в основном за счет рафинирующих обработок (обезуглероживающий отжиг, десульфурация при ВТО).

В связи с необходимостью получения определенного уровня магнитных характеристик готовой ЭАС (низкие удельные потери на перемагничивание, пониженная величина магнитострикции, высокие

уровни магнитной индукции и магнитной проницаемости) исходный химический состав стали достаточно жестко регламентируется по легирующим и примесным элементам.

Основным легирующим элементом в ЭАС является кремний (2,8...3,6 мас. %). Он выполняет две важнейшие функции [1...3]. Во-первых, увеличивая удельное электросопротивление значительно больше, чем при введении других легирующих элементов, он снижает вихревую составляющую удельных потерь. Во-вторых, являясь сильным ферритообразующим элементом, кремний исключает фазовую перекристаллизацию на завершающих этапах передела и тем самым способствует вторичной рекристаллизации и текстурообразованию. Кремний оказывает сильное влияние на механические свойства стали. При увеличении содержания кремния значительно снижается пластичность ЭАС, а также увеличивается ее твердость и хрупкость. Поэтому в электротехнических сталях, проходящих холодную прокатку в процессе их производства, используют содержание кремния не более 3,6 мас. %. Таким образом, концентрация кремния в ЭАС 2,8...3,6 мас. % — это компромисс между технологической пластичностью (возможностями прокатки) и преимуществами повышенного содержания кремния.

Для стали сульфидного варианта ингибирования при ее выплавке регламентируется содержание марганца ~0,055...0,085 мас. % и серы ~0,018...0,030 мас. %. Данное их количество обеспечивает необходимые требования к ингибиторной фазе, однако накладывает жесткие ограничения на технологию производства ЭАС. Чтобы получить фазу с требуемыми параметрами, следует растворить при нагреве перед ГП крупные частицы MnS, выделившиеся при выплавке. Этого можно добиться только при температурах ~1380...1420 °C [10, 11].

Сера в готовой ЭАС увеличивает потери на гистерезис, что связывают с образованием сульфидов железа и марганца, наличие которых вызывает искажение решетки твердого раствора. Количество серы в стали сульфидного варианта ингибирования после выплавки является недопустимо высоким для готовой ЭАС. Следствие этого — жесткие требования к рафинирующей обработке при высокотемпературном отжиге. Она должна проводиться в температурном интервале 1100...1200 °C в атмосфере 100%-ного водорода с температурой точки росы не более –30 °C. После рафинировки в любой ЭАС должно содержаться не более 0,001...0,002 мас. % S.

Марганец в пределах содержания 0,05...0,3 мас. %, которые используются в ЭАС, изготовленных по различным технологиям, не оказывает заметного влияния на магнитные свойства готового продукта.

Некоторое преимущество AlN по сравнению с MnS заключается в том, что необходимую плотность и дисперсность фазы можно получить при более низком нагреве слабов перед горячей прокаткой. В нитридно-медном варианте используются ~0,012...0,022 мас. % Al и ~0,008...0,015 мас. % N. Максимальное количество алюминия ограничивается температурой, реально достижимой в печах перед ГП (~1300 °С), обеспечивающей растворение крупных нитридов, выделившихся в процессе кристаллизации металла.

Верхний предел содержания азота ограничивается исключительно необходимостью получения бездефектной макроструктуры непрерывнолитых слабов. При недостаточной дегазации жидкой стали — высоких концентрациях водорода и повышенной концентрации азота (более 0,012 мас. %) — в поверхностной зоне слитков формируется дефект «подкорковый пузырь». Данный дефект (особенно в случае, если происходит окисление его поверхности) может приводить к появлению в процессе горячей и холодной прокатки новых дефектов полос стали, таких как «плены», разрывы по кромке, дыры и т. п. Кроме того, при уменьшении эффективного сечения затвердевших объемов слабов «подкорковый пузырь» может быть причиной прорыва корки на начальных стадиях разлива. Таким образом, верхний предел содержания азота при использовании эффективных средств для дегазации жидкой стали (вакуумирование, предварительное обезвоживание ферросилиция за счет его отжига) устанавливается 0,015 мас. %. При отсутствии возможностей для дегазации содержание азота в стали при выплавке ограничивают 0,012 мас. %.

При получении необходимого количества алюминия и азота в стали при ее выплавке следует также учитывать наличие в ней кислорода и титана. Алюминий образует с кислородом нерастворимое соединение Al_2O_3 , частицы которого сохраняются в стали при любой дальнейшей обработке, что отрицательно сказывается на магнитных свойствах ЭАС. Количество кислорода, которое фиксируется в стали при выплавке, обычно составляет 0,002...0,004 мас. %. Данный кислород связывает ~0,001...0,003 мас. % Al (так называемый кислотонерастворимый алюминий) и соответственно уменьшает количество элемента, образующего ингибиторную фазу (кислоторастворимый алюминий — soluble в англоязычной литературе). С этой точки зрения для оценки

потенциальных свойств стали после выплавки необходимо определять не общую (суммарную) концентрацию элемента, а непосредственно содержание кислоторастворимого алюминия.

Часть азота, находящегося в стали при выплавке, идет на образование труднорастворимых нитридов (главным образом TiN), которые ухудшают магнитные характеристики готовой ЭАС аналогично Al_2O_3 . Понятно, что азот связавшейся с титаном при кристаллизации стали выбывает из процесса формирования ингибиторной фазы. Обычно в мировой практике при выплавке электротехнической стали используют высокочистый (рафинированный) ферросилиций, содержащий Ti в 3...5 раз меньше, чем ферросилиций, используемый для изготовления других марок стали. Содержание титана в ЭАС, изготовленной подобным образом, составляет величину меньшую 0,002 мас. %.

При производстве ЭАС по сульфонитридному варианту технологии, предполагающему высокотемпературный нагрев слабов при горячей прокатке ($\sim 1400^\circ C$), содержание марганца и серы составляет ту же величину, что при производстве стали по сульфидному варианту. Концентрацию кислоторастворимого алюминия в стали в этом случае повышают до 0,025...0,030 мас. %.

Такая же концентрация алюминия в стали используется и при производстве ЭАС методом приобретенного ингибитора.

При производстве ЭАС по технологии Kawasaki, близкой по составу технологических операций к сульфидной, используется частичная замена серы на селен (до 0,02 мас. %). Образующаяся в стали фаза $MnSe$ является более легкорастворимой по сравнению с сульфидом марганца, что позволяет несколько снизить температуру нагрева слабов перед горячей прокаткой. Кроме того, в сталь дополнительно вводится сурьма (менее 0,02 мас. %), которая, очень слабо растворяясь в твердом растворе (феррите), также образует дополнительную ингибиторную фазу в виде выделений чистого элемента.

Наиболее вредной примесью в готовой ЭАС является углерод. Углерод стабилизирует γ -фазу. Присутствие нескольких сотых долей процента углерода расширяет $(\alpha+\gamma)$ -область и сдвигает границу между $(\alpha+\gamma)$ - и α -областями на диаграмме состояния к 5...6 мас. % Si . Наличие $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращения на последних стадиях обработки стали может приводить к возникновению фазового наклепа, измельчению зерна и нарушению кристаллографической текстуры, а следовательно, к росту коэрцитивной силы и снижению магнитной проницаемости.

Образуя твердый раствор с железом при малых количествах, углерод увеличивает удельное сопротивление сплавов, снижая тем самым потери на вихревые токи. Однако при этом возрастает коэрцитивная сила и потери на гистерезис. В итоге общие потери возрастают. Степень отрицательного влияния углерода на свойства стали определяется не только его содержанием в материале, но и формой, в которой он находится в сплаве, а также дисперсностью карбидной фазы. При содержании углерода в готовой стали до 0,006 мас. % он весь находится в твердом растворе, при 0,006...0,02 мас. % — также в виде цементита или следов графита и при содержании более 0,02 мас. % в форме графита.

Таким образом, в готовой ЭАС и перед завершающим этапом обработки стали (высокотемпературный отжиг) содержание углерода в ходе обезуглероживающего отжига необходимо по возможности минимизировать (до ~0,003 мас. %). Однако с точки зрения формирования структуры и текстуры в ходе обработки стали присутствие углерода в металле после выплавки необходимо в значительно больших количествах.

В сульфидном варианте ингибирования ЭАС углерод затрудняет растворение MnS при нагреве перед горячей прокаткой. По этой причине его концентрация должна быть ограничена сверху 0,04 мас. %. Полное отсутствие углерода в стали приводит к разрастанию (укрупнению) зерна при нагреве слэбов перед горячей прокаткой и непосредственно в процессе ГП, особенно в центральных слоях металла, что весьма отрицательно сказывается на дальнейших текстурных преобразованиях и ухудшает магнитные свойства готовой ЭАС, а также охрупчивает металл при холодной прокатке. Нижний экспериментально установленный предел содержания углерода для стали сульфидного варианта составляет ~0,02 мас. %.

Роль углерода в сталях с нитридным ингибированием более важна. Являясь сильным аустенитообразующим элементом, углерод при нагреве перед высокотемпературной деформацией и в процессе самой ГП способствует образованию γ -фазы. Растворимость азота в аустените по сравнению с ферритом в несколько раз выше. По этой причине γ -фаза служит аккумулятором азота при температурах ГП. В процессе охлаждения после высокотемпературной деформации значительная часть азота фиксируется в продуктах распада аустенита (феррите и карбидах). При дальнейшей обработке за счет наличия областей с избыточным содержанием азота в стали выделяются дисперсные вторичные AlN , являющиеся лучшими ингибиторами нормального роста зерна по сравнению с нитридами, выделившимися в процессе ГП.

Таким образом, обобщая все вышеизложенное, а также опираясь на приводимые в литературе данные, можно констатировать, что количество углерода в стали после выплавки зависит от варианта технологии и составляет 0,020...0,030 мас. % для сульфидного варианта, 0,025...0,045 мас. % для нитридно-медного, 0,045...0,055 мас. % для сульфонитридного варианта и метода приобретенного ингибитора.

Качество стали на основе нитридного ингибирования российского производства было значительно улучшено в начале 1980-х годов на НЛМК путем введения в сталь при выплавке меди в количестве 0,4...0,6 мас. % — B_{800} ЭАС повысилось с 1,82...1,85 до 1,86...1,90 Тл. Подобное количество меди не влияет на магнитные свойства готовой ЭАС, однако способствует повышению остроты ориентации (110) [001] вторично рекристаллизованных зерен, воздействуя на процессы формирования текстуры на более ранних стадиях эволюции структуры стали. Согласно литературным данным, наличие меди влияет на процессы полигонизации и повышает температуру начала первичной рекристаллизации ОЦК-твёрдого раствора на основе железа. Медные или медьсодержащие частицы (Cu_5Si , CuMn_2O_4) выделяются из α -фазы после деформации при медленном нагреве на первичную рекристаллизацию в интервале температур 530...630 °С. Сегрегации меди или медьсодержащие частицы препятствуют передвижению дислокаций, замедляя полигонизацию и рекристаллизацию на стадии роста центров, затрудняя миграцию границ зерен. Однако механизм действия меди на совершенствование текстуры аномального роста остается неясным.

Стали сульфидного и сульфонитридного вариантов производства легируют медью до 0,2 мас. % для улучшения магнитных свойств готовой ЭАС. Сообщается, что медь образует в горячекатаном подкате дисперсные сульфиды Cu_9S_5 ($\text{Cu}_{1,8}\text{S}$, Cu_2S). Данная фаза меняет текстуру рекристаллизации после промежуточного или обезуглероживающего отжига, что способствует стабилизации процесса вторичной рекристаллизации и приводит к улучшению магнитных свойств на металле, прошедшем вторую холодную прокатку с повышенными обжатиями (~60...70 %). Интересно отметить, что подобных фаз в структуре стали нитридно-медного варианта после горячей прокатки и перед вторичной рекристаллизацией обнаружено не было.

Макроструктура непрерывно-литых слябов. Формирование структуры стали начинается с ее кристаллизации в процессе непрерывной разливки. Структура литого сляба характеризуется наличием трех зон

(рис. 23). По периферии располагаются мелкие равноосные зерна. Далее, по направлению от периферии к центру, расположена зона столбчатых кристаллитов (рис. 23, б, в, рис. 24, а). В центре сляба находится зона крупных равноосных зерен (рис. 23, г, рис. 24, б), формирующихся в процессе кристаллизации стали в последнюю очередь.

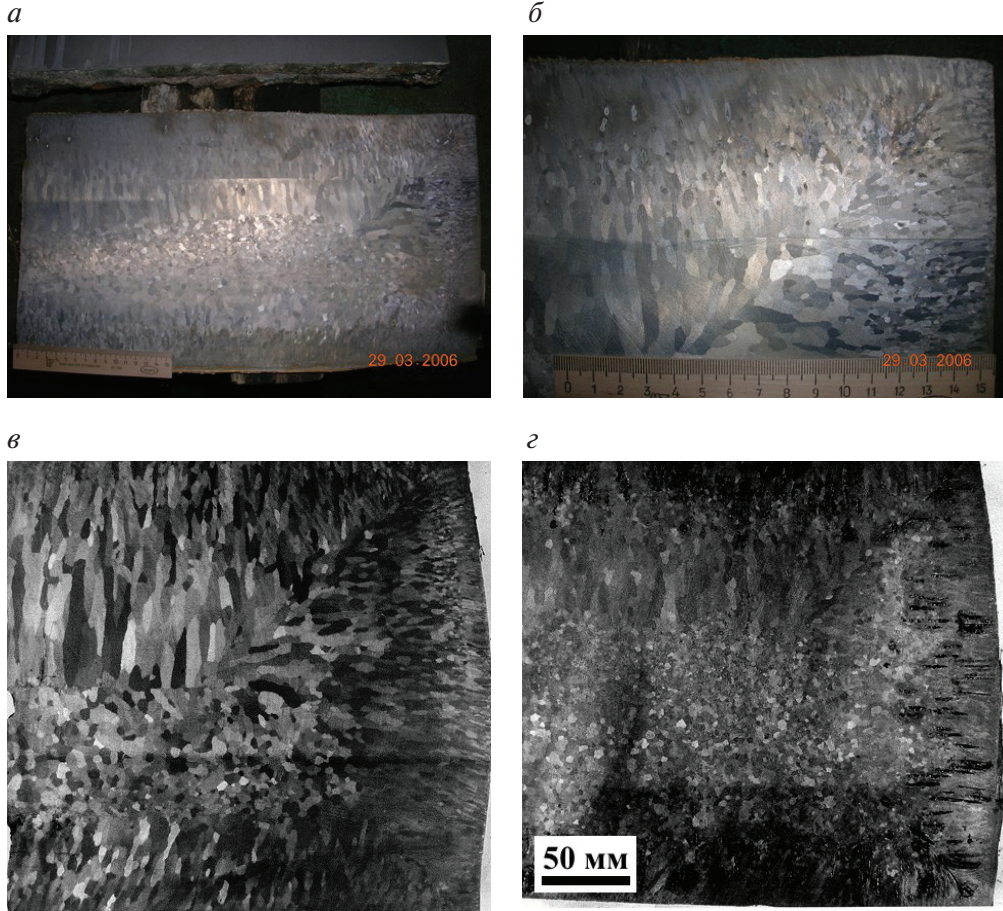


Рис. 23. Макроструктура непрерывно-литых слэбов технического сплава Fe-3 %Si:

а — уменьшено в 5 раз; *б* — уменьшено в 2,2 раза; *в, г* — уменьшено в 3,6 раза; *а, б* — ММК; *в, г* — La Louviere (Бельгия)

Следует отметить, что непрерывно-литые слэбы сплава Fe-3 %Si уже обладают определенной текстурой, так называемой текстурой литья. Столбчатые зерна, растущие в процессе кристаллизации в направлении противоположном теплоотводу, имеют ярко выраженную аксиальную

текстуру с осью $\langle 001 \rangle$, направленную к центру сляба. Данная текстура не играет роли при формировании структуры ЭАС в процессе дальнейшей ее обработки, поскольку разрушается при горячей прокатке.

а



б



Рис. 24. Столбчатые (а) и равноосные (б) кристаллы технического сплава Fe-3%Si, полученные при расколе непрерывно-литого сляба

Формирование структуры и текстуры технического сплава Fe-3%Si в процессе горячей прокатки. Высокотемпературная деформация является обязательной операцией в производстве любой листовой стали.

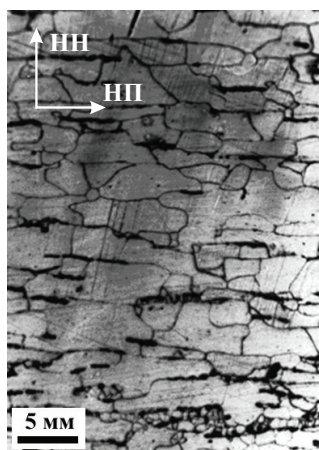


Рис. 25. Микроструктура полосы электротехнической стали с 3 мас. % Si после черновой горячей прокатки на стане НШС-2000, толщина полосы 32 мм

Однако если для большинства углеродистых и малоуглеродистых сталей она заключается в основном в изменении геометрических размеров металла: от толстого сляба до относительно тонкой полосы, то для ЭАС горячая прокатка — это процесс, в ходе которого закладываются все основные структурные и текстурные предпосылки, определяющие в итоге высокие магнитные свойства готовой электро-технической стали.

Черновая горячая прокатка. При черновой горячей деформации в первых пропусках структура сляба разрушается при обжатии свыше 50...60 %, столбчатые кристаллиты исчезают и формируется новая структура (рис. 25) из равноосных зерен размером до нескольких миллиметров. Металл перед прокаткой в чистовой непрерывной группе клеток характери-

зуется полностью рекристаллизованной структурой и отсутствием заметно выраженной по сечению текстурной неоднородности.

Формирование структуры полосы электротехнической стали при чистовой горячей прокатке. В ходе чистовой горячей прокатки до конечной толщины 2,0...2,5 мм возникает сильно выраженная слоистая неоднородность структуры по толщине полосы. В поверхностных слоях наблюдается структура, состоящая из мелких равноосных (рекристаллизованных) зерен феррита. Внутренние же слои характеризуются наличием вытянутых в направлении прокатки полигонизованных кристаллитов (рис. 26, *а–в*).

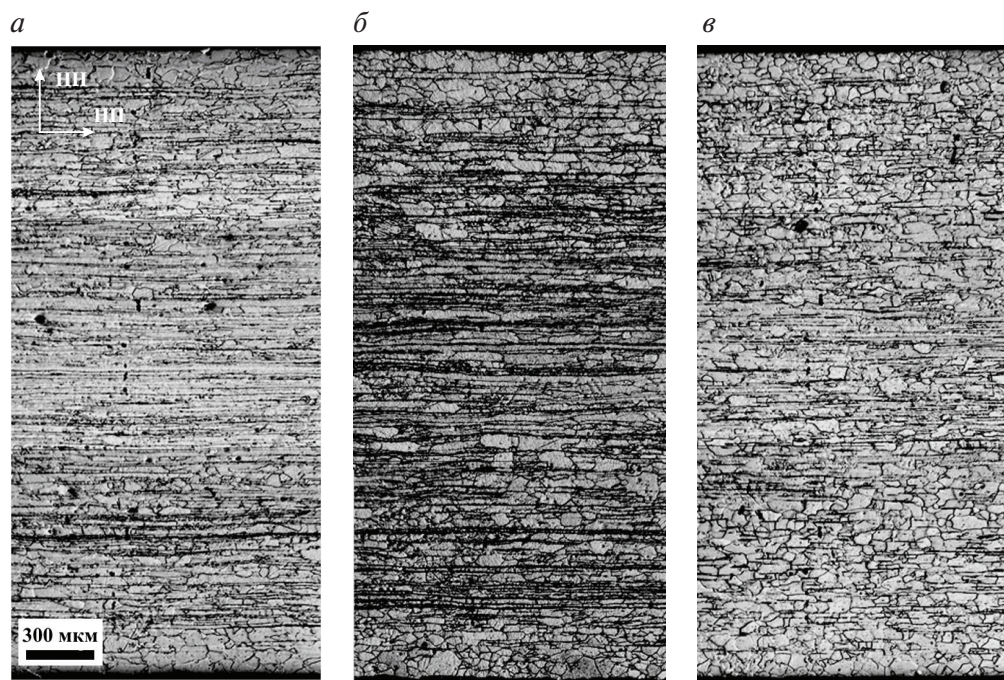


Рис. 26. Микроструктура полос электротехнической стали с 3 мас. % Si после чистовой горячей прокатки на непрерывном широкополосном стане:

а — ММК; *б* — USSK (Словакия); *в* — НЛМК

Неоднородность структуры горячекатаных полос ЭАС обусловлено сложным течением процессов пластической деформации и рекристаллизации. Размеры и форма зерна в значительной степени зависят от условий упрочнения и разупрочнения стали в процессе горячей прокатки.

В процессе чистовой ГП в очаге деформации поверхностные слои металла резко охлаждаются за счет интенсивного теплоотвода к бо-

лее холодной поверхности валков (в течение сотых долей секунды на несколько сотен градусов), в то время как в центральной зоне температура практически не изменяется. Вследствие этого деформация поверхностных слоев полосы может происходить при температурах ниже порога рекристаллизации, что при прокатке приводит к гораздо более сильному их наклепу по сравнению с металлом внутренних слоев.

Начиная с момента выхода полосы из очага деформации температура ее поверхностных слоев резко увеличивается за счет тепла внутренних слоев почти до первоначального уровня (за десятые доли секунды) и вызывает прохождение в них первичной рекристаллизации. Размер рекристаллизованных зерен в поверхностных слоях металла не зависит от размеров исходных зерен и определяется только температурой деформации и величиной обжатия.

В центральных слоях полосы в результате сохранения их высокой температуры в ходе всей ГП релаксационные процессы проходят очень интенсивно, вследствие чего разупрочнение следует за деформацией практически без отставания. В этом случае энергетический уровень искажений структуры металла, накопленный ею к концу деформации, недостаточен для разупрочнения путем рекристаллизации, что приводит к развитию процессов полигонизации или возврата с образованием субструктуры. Этим и объясняется вытянутость зерен после прокатки даже при высоких температурах, а также наличие полигонизованной структуры и текстуры деформации в средних слоях полосы.

Структура горячекатаной полосы также имеет явно выраженную текстурную неоднородность, формирующуюся на стадии чистой прокатки. Процессы деформации и рекристаллизации в поверхностных слоях металла в ходе непрерывной прокатки приводят к формированию текстурного состояния, основными компонентами которого являются $\{110\}\langle 001\rangle - \langle 112\rangle$. Под зоной рекристаллизованных зерен (в подповерхностных слоях) устойчиво обнаруживается слой полигонизованных кристаллитов с ориентацией $\{110\}\langle 001\rangle$. Максимальное значение плотности $\langle 110\rangle$ достигается в слое, отстоящем от поверхности на $1/10 \dots 1/4$ толщины. В центральных сечениях металла образуется полигонизованная структура с характерными ориентациями $\{100\}\langle 011\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$ и $\{111\}\langle 112\rangle$.

Известно, что ориентация $\{100\}\langle 011\rangle$ лучше всего соответствует условиям нагружения деформируемого металла, вследствие чего и является самой стабильной. Центральная зона полосы, испытывающая

нагрузку только лишь в условиях нормальных сжимающих напряжений, в процессе деформации естественным образом принимает ориентацию $\{011\}<100>$, наибольшим образом удовлетворяющую действующей системе напряжений.

Две зеркально симметричные подповерхностные зоны проходят деформацию в условиях несколько иной, нежели центральная зона. В них, помимо нормальных сжимающих напряжений, присутствуют также и тангенциальные растягивающие напряжения, возникающие в результате действия сил трения со стороны поверхности прокатных валков. Если сила трения, являющаяся практически постоянной в условиях отсутствия смазки при прокатке, соизмерима по величине с силой давления на металл (обжатия до 40 %), она существенно изменяет напряженное состояние. Происходит отклонение направления действия результирующих напряжений от нормали к плоскости прокатки, вызывающее вслед за этим изменение текстуры подповерхностных слоев полосы с $\{100\}<011>$ на $\{110\}<001>$ (т. е. поворот текстуры в кристаллах на 90° вокруг оси, перпендикулярной к направлению прокатки, лежащей в плоскости прокатки).

Наконец, узкие поверхностные зоны рекристаллизованных зерен имеют место на поверхности полосы при любых условиях прокатки, а наличие в их текстуре некоторого количества рассеянной ребровой ориентации объясняется постоянным присутствием тангенциального напряжения, вызывающего поворот текстуры при температуре ниже температуры начала рекристаллизации. Последующий разогрев после выхода металла из очага деформации за счет тепла внутренних его слоев приводит к быстрому повышению температуры поверхностных слоев, к быстрому развитию рекристаллизационных процессов, приводящих к сильному рассеянию текстуры, в том числе и к ориентации $\{110\}<001>$.

Необходимо отметить, что получение острой ребровой ориентации в подповерхностных зонах горячекатаного подката ЭАС является принципиально важным с точки зрения изготовления стали с высокими магнитными свойствами, поскольку именно в этих горизонтах полосы начинается аномальный рост зерен с совершенной текстурой $\{110\}<001>$ во время высокотемпературного отжига.

Повышение температуры начала горячей прокатки до $\sim 1400^\circ\text{C}$ (соответственно начало чистой прокатки составляет не менее 1220°C) приводит к сильному увеличению размеров всех зерен, рекристаллизо-

ванных и полигонизованных (рис. 27), в структуре горячекатаной полосы, а также, как правило, к уменьшению области поверхностных рекристаллизованных зерен и повышению остроты текстуры (110) [001] в подповерхностной области.

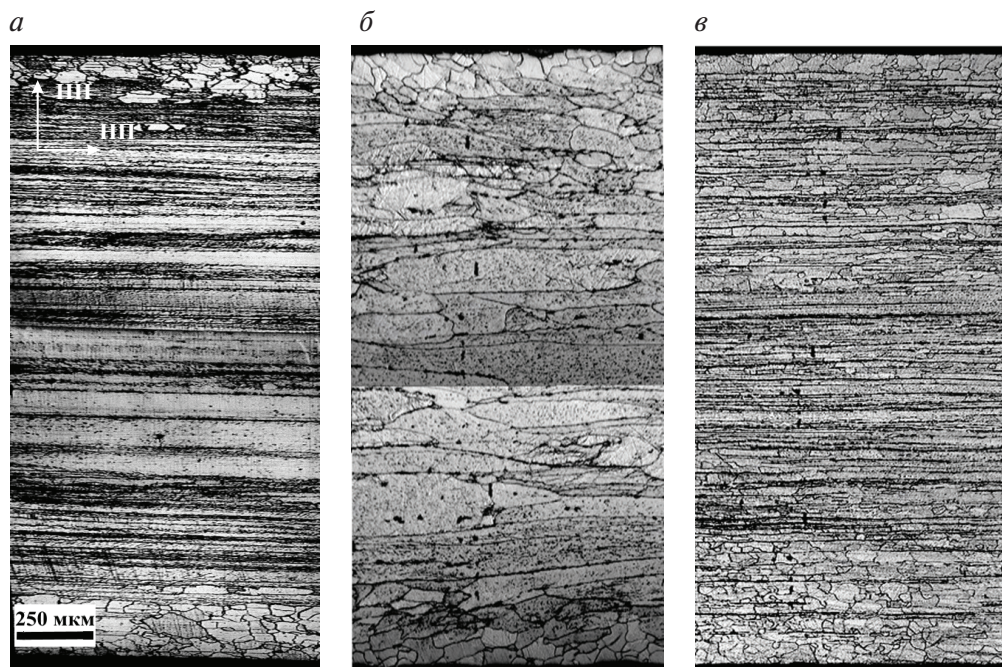


Рис. 27. Микроструктура полос электротехнической стали с 3 мас. % Si после чистой горячей прокатки на непрерывном широкополосном стане: а — ЧМК; б — Armco (США); в — Thyssen (EBG, Германия); а, б — температура начала ГП $\sim 1400^\circ\text{C}$, сульфидный вариант технологии; в — температура начала ГП не более 1200°C , метод приобретенного ингибирования (технология с азотированием)

Чистовая горячая прокатка на стане «Стекель» (реверсивный стан с возможностью подогрева полосы в печах с моталками между проходами) по сравнению с прокаткой на НШС характеризуется более изотермическими условиями, а также медленными скоростями прокатки. Это приводит к формированию в горячекатаной полосе сильно выраженной рекристаллизованной структуры практически без полигонизованных зерен в центре (рис. 28, а). Текстура подповерхностной области подката в этом случае характеризуется преимущественно ориентациями (110) [112]– [113].

В процессе горячей прокатки при снижении температуры с ~ 1250 до $\sim 850^\circ\text{C}$ в электротехнической стали протекает фазовая переори-

сталлизация ($\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$). Возникновение и распад аустенита происходит не во всем объеме, а лишь в локальных областях, так как при любом химическом составе электротехническая сталь с 3 мас. % не может состоять из γ -фазы. В процессе фазовой перекристаллизации из-за разницы удельных объемов феррита и аустенита в сплаве возникают большие напряжения, которые инициируют рекристаллизацию. Таким образом, сталь, отличающаяся повышенными концентрациями аустенитообразующих элементов (углерод, медь, марганец, никель) и (или) пониженным содержанием кремния, после горячей прокатки характеризуется сильно выраженной рекристаллизованной структурой с областями распада γ -фазы (рис. 28).

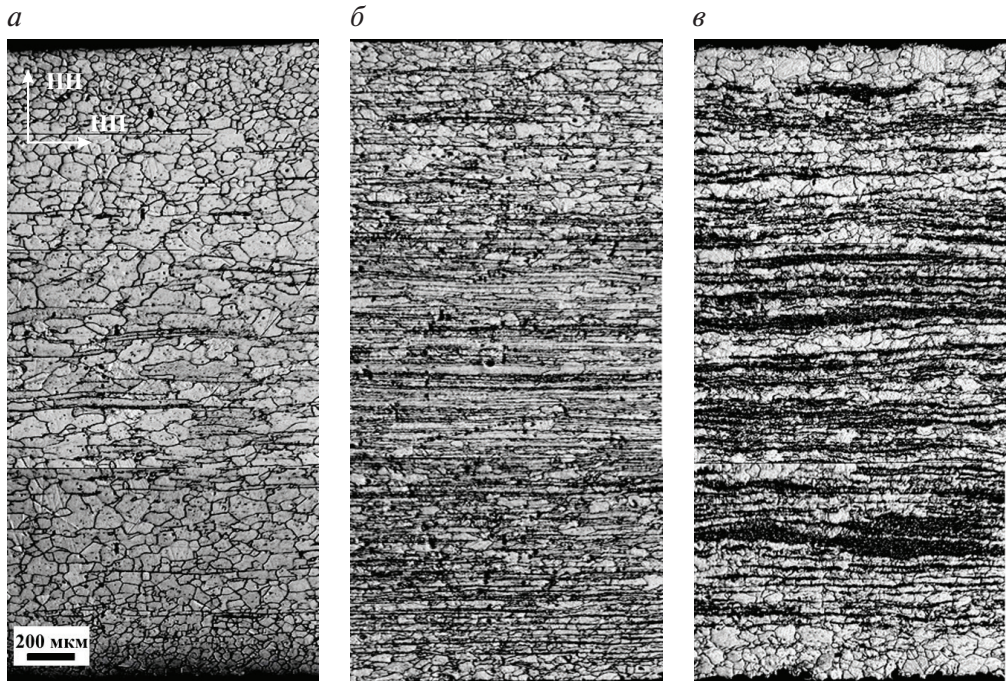


Рис. 28. Микроструктура полос электротехнической стали с 3 мас. % Si после чистовой горячей прокатки:

a — прокатка на стане «Стекель», «Нова Гуть» (Чехия); *б* — прокатка на НШС, La Louviere (Бельгия); *в* — прокатка на НШС, La Louviere с повышенным содержанием C, Ni, Mn

Отжиг горячекатаного подката (ОГП). В некоторых случаях при производстве электротехнических сталей (ЭАС, ЭИС) после горячей прокатки горячекатаные полосы подвергают отжигу. В зависимости от количества углерода, кремния и типа ингибиторной фазы ЭАС (MnS или

AlN) температура ОГП может варьироваться в достаточно широких пределах — 900...1200 °С.

Для некоторых вариантов производства ЭАС (сульфонитридный, метод приобретенного ингибитора) ОГП является обязательной операцией после ГП, оказывающей существенное положительное влияние на конечные магнитные свойства готовой стали. Нагрев ранее деформированного металла активирует в нем полигонизацию, первичную рекристаллизацию, нормальный рост зерен.

Зерно, формирующееся в процессе ОГП, заметно укрупняется с ростом температуры (рис. 29). Места, в которых в процессе отжига образовывался аустенит, после ОГП представляют собой области с дисперсной структурой, состоящей из мелких равноосных ферритных зерен и карбидов (рис. 29, б, в).

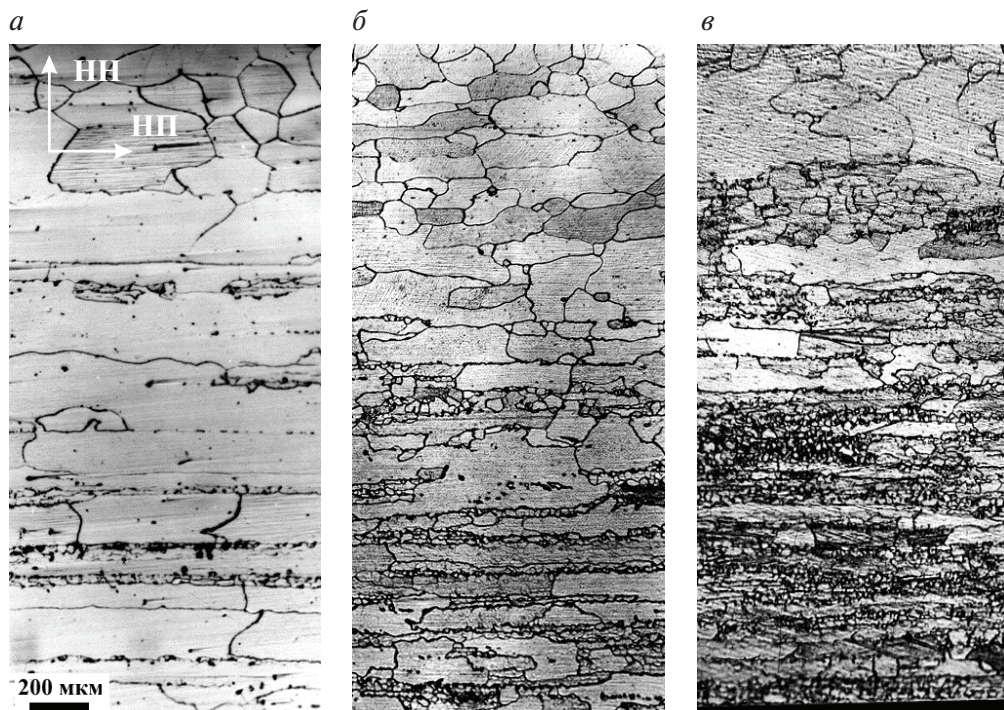


Рис. 29. Микроструктура горячекатаного подката технического сплава Fe-3 %Si после отжига при температуре ~1130 °С (показано ½ толщины полосы):

а — концентрация углерода в стали 0,015 мас. %; б — 0,025 мас. %; в — 0,045 мас. %

Механизм и направление влияния ОГП при обработке сплава Fe-3 %Si до конца не ясны, однако с точки зрения текстуробразования в ЭАС

она, несомненно, имеет некоторый отрицательный эффект, поскольку приводит к рассеянию текстуры горячекатаного подката, в том числе и ее острой ребровой составляющей. Также испытывает рассеивание текстуры наиболее стабильная ориентация деформационного куба $\{100\}\langle 011\rangle$. Положительный эффект отжига горячекатаного подката заключается в усилении ингибирующего действия фазы AlN при вторичной рекристаллизации в процессе высокотемпературного отжига.

Изменения структуры стали в процессе холодной деформации (холодной прокатки). Целью холодной прокатки является равномерное утонение до необходимой или возможной толщины и получение хороших плоскостных характеристик полосы. Так, для двухстадийной холодной прокатки (ХП), характерной для схемы производства ЭАС нитридно-медного варианта, величина обжатия при первой ХП составляет 68...80 %, при второй ХП — 30...65 %. Микроструктура стали после первой ХП представлена на рис. 30.

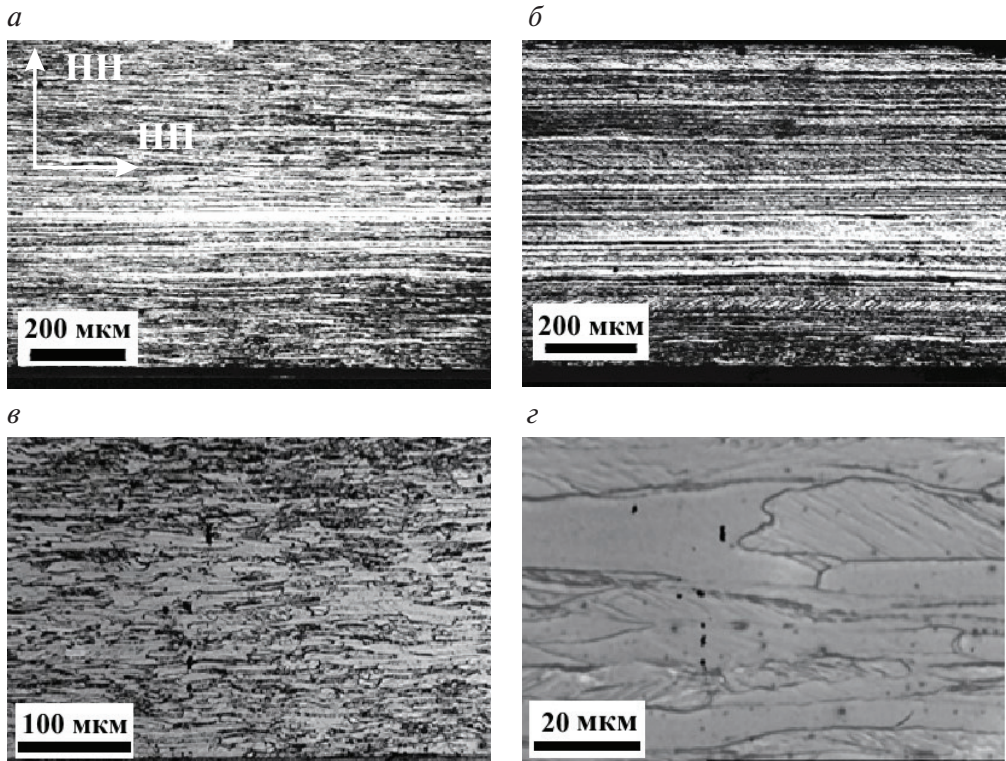


Рис. 30. Микроструктура технического сплава Fe-3 %Si после холодной прокатки:
а, б — прокатка с 2,5 до 0,65 мм; в, г — прокатка с 0,65 до 0,30 мм

Пластическая деформация вызывает в металле структурные изменения, которые условно можно разделить на три группы:

- изменение формы и размеров кристаллитов;
- изменение их кристаллографической пространственной ориентации;
- изменение внутреннего строения каждого кристаллита.

Важнейшим следствием пластической деформации поликристаллов является появление в них той или иной степени анизотропии свойств, так как под влиянием деформации беспорядочно ориентированные вначале зерна приобретают преимущественную кристаллографическую ориентировку, которую называют текстурой. То есть основные изменения вызваны тем, что каждый кристаллит поликристалла ориентирован в пространстве, а значит, и по отношению к внешним силам иначе, чем окружающие его соседние кристаллиты, от которых он отделен границами зерен.

Поэтому, даже в том случае, когда поликристалл подвергается действию внешних напряжений наиболее простых по характеру анизотропии, например одноосному растяжению, в разных кристаллитах скольжение начинается не одновременно и идет по системам скольжения, различно ориентированным в пространстве. Следовательно, и изменение размеров (удлинение) у разных кристаллитов неодинаково в разных направлениях. По этой причине каждый кристаллит испытывает, помимо воздействия внешних сил, воздействие от соседних с ним кристаллитов, не совпадающее по направлению с первым.

Для того чтобы обеспечить целостность материала и непрерывность его при переходе через границы зерен в кристаллитах уже на начальных стадиях деформации должно, как правило, реализоваться множественное скольжение.

Наиболее важное изменение внутреннего строения кристаллов при деформации металла — увеличение плотности дислокаций. При степенях деформации примерно 5...10 % у сплава начинает формироваться ячеистая структура: сплетения дислокаций связываются между собой, образуя размытые объемные границы областей, внутри которых плотность дислокаций сравнительно невелика. Эти области называют ячейками. С повышением степени деформации ячеистая структура становится более ярко выраженной. Границы ячеек делаются более узкими и из объемных стремятся превратиться в плоские. Хорошо

оформленные ячейки с плоскими стенками обычно называют субзернами, а структуру — соответственно субзеренной.

Средняя плотность дислокаций при увеличении степени деформации возрастает в результате роста их плотности в сплетениях на границах, а не внутри ячеек. Из-за избытка в границах дислокаций одного знака соседние ячейки и субзерна разориентированы на углы, находящиеся в интервале от нескольких секунд до нескольких градусов.

Таким образом, с увеличением степени деформации растет плотность дислокаций и избыток дислокаций одного знака, формируется ячеистая структура, увеличивается концентрация точечных дефектов и дефектов упаковки.

Ячеистая структура неоднородна по всему объему образца. В структуре деформированного металла практически всегда можно выделить отдельные мезоструктурные составляющие — деформационные полосы, переходные полосы, двойники (полосы Неймана), полосы сдвига и полосы сброса.

Деформационные полосы представляют собой части одного и того же исходного зерна, которые испытывали различный поворот во время деформации за счет действия различных систем скольжения.

Границы между деформационными полосами образуют переходные полосы. В переходных полосах ориентация соседних блоков-ячеек довольно резко изменяется, непрерывно переходя от ориентировки одной деформационной полосы к ориентировке другой.

Полосы сдвига образуются внутри деформационных полос и являются следствием действия сдвиговой деформации, возникающей наряду с деформацией скольжения из-за частичного несовпадения действующих систем скольжения с направлением действия максимальных касательных напряжений.

Полосы сброса представляют собой области искривления решетки, возникшие в результате избыточного скопления дислокаций одного знака. Также важно подчеркнуть, что холодная обработка давлением приводит металл в неравновесное состояние с повышенной свободной энергией. Наклепанный металл стремится самопроизвольно перейти в более равновесное состояние с меньшей свободной энергией. Восстановительные процессы сводятся в основном к уменьшению общего количества дефектов кристаллической решетки и перераспределению их в кристаллитах с образованием более равновесных конфигураций. Эти процессы совершаются путем перемещения атомов, и решающее

влияние на них оказывает температура. Именно запасенная металлом свободная энергия в результате деформации является термодинамическим стимулом для развития первичной рекристаллизации в ходе последующего отжига.

Характерная текстура, образующаяся при прокатке Fe-3 %Si, — $\{001\}\langle 110 \rangle + \{112\}\langle 110 \rangle + \{111\}\langle 112 \rangle$.

Ребровая ориентация $\{110\}\langle 001 \rangle$ практически отсутствует в текстуре холодной прокатки, однако наличие внутри деформированных зерен небольшого количества участков этой ориентировки (субзерен) является необходимым условием для формирования совершенной ребровой текстуры готовой ЭАС при высокотемпературном отжиге.

Структурные изменения, происходящие при второй холодной прокатке технического сплава Fe-3 %Si (после рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига) с толщины 0,65...0,80 мм до конечной толщины 0,27...0,35 мм, полностью аналогичны процессам, реализующимся в результате первой холодной деформации (рис. 30, б, в).

Формирование структуры технического сплава Fe-3 %Si в процессе рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига. В ходе рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига происходит несколько процессов, существенно изменяющих структуру стали, влияющих на последующие этапы производства и готовую ЭАС:

- первичная рекристаллизация и нормальный рост зерна (рис. 31, а, б);
- обезуглероживание стали (рис. 31, б, в);
- окисление поверхности стали (рис. 31, г).

Все процессы протекают практически одновременно в узком температурно-временном интервале, воздействуя друг на друга. Процессы первичной рекристаллизации и нормального роста зерна, отвечающие за собственно формирование структуры и текстуры стали, рассмотрены ниже.

В ходе пластической деформации (холодной прокатки) происходит сильный наклеп металла, что в значительной мере изменяет механические свойства стальной полосы. Повышение ее твердости, снижение способности к пластической деформации затрудняет дальнейшую прокатку, приводит к более интенсивному износу валков.

При отжиге металла, ранее прошедшего холодную деформацию, возникают зародыши новых зерен с совершенной кристаллической (практически бездефектной) решеткой, которые растут, поглощая при этом

деформированные кристаллиты, т. е. образуется новая структура, свободная от дефектов и напряжений. Этот процесс называется первичной рекристаллизацией (ПР). Зародыши способны к росту, по крайней мере, в одном направлении и занимают некоторую область решетки размером порядка 1 мкм. Эта область содержит значительно меньше дефектов решетки, в частности дислокаций, чем деформированная матрица. Такие зародыши отделены от окружающей среды вновь образовавшимися большеугловыми границами (БУГ) зерен. Движущая сила первичного роста зерен обусловлена в основном различием плотностей дислокаций в зародыше и матрице.

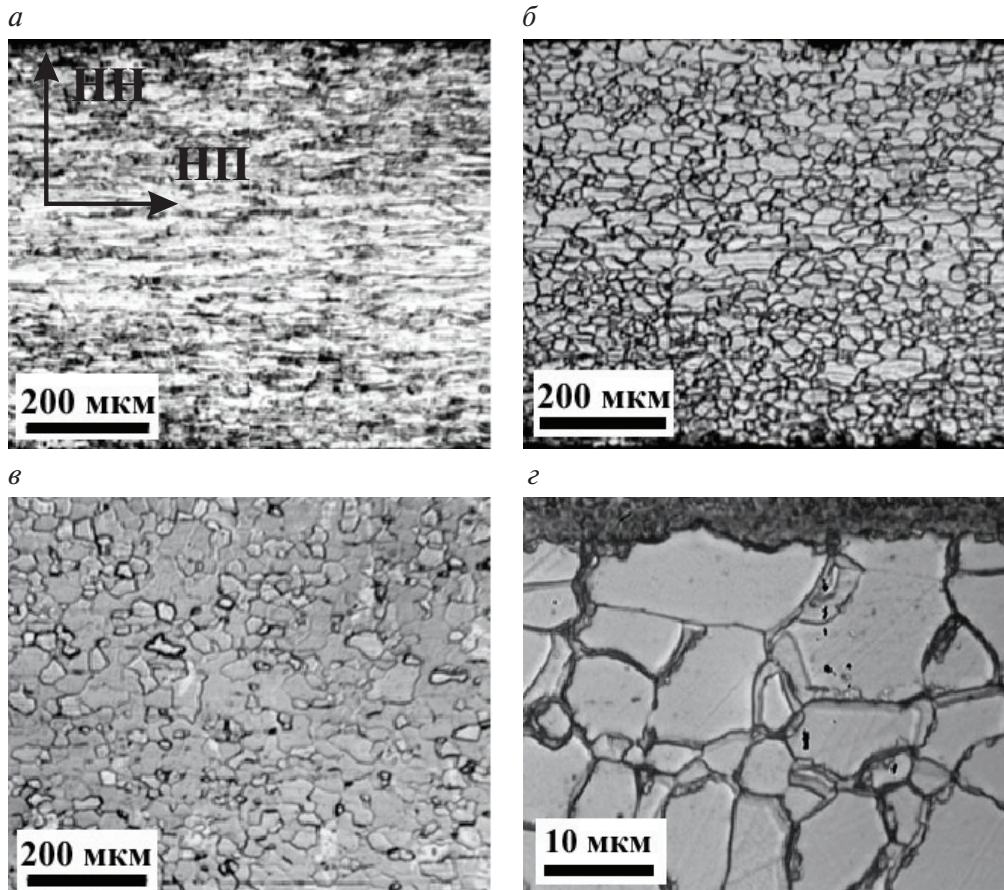


Рис. 31. Изменение структуры технического сплава Fe-3 %Si в процессе обезуглероживающего отжига:

a — после холодной деформации; *б* — после нагрева стали до $\sim 700^\circ\text{C}$ (завершение первичной рекристаллизации); *в* — после собственно обезуглероживания стали (в конце обезуглероживающего отжига); *г* — поверхность полосы после обезуглероживающего отжига

Таким образом, элементарным процессом рекристаллизации является движение БУГ зерен. Граница движется потому, что уменьшается термодинамический потенциал системы. Данное обстоятельство может быть использовано для введения «движущих сил» (энергия, запасенная при холодной деформации; энергия границ зерен; поверхностная энергия; магнитная энергия), действующих на границу зерен, но существуют также и «тормозящие силы» (наличие дисперсных частиц второй фазы — так называемое зинеровское торможение; растворенные атомы; канавки на внешней поверхности, появляющиеся при термическом травлении). Границы зерен не будут двигаться, если «движущие» и «тормозящие» силы уравниваются друг друга.

После завершения ПР в металле обычно происходит нормальный рост зерен или собирательная рекристаллизация — равномерное увеличение среднего размера зерен ПР за счет поглощения более крупными кристаллитами сравнительно мелких.

После рекристаллизации механические свойства полностью восстанавливаются. В ходе ПР также образуется текстура — текстура отжига (текстура ПР). Формирование текстуры рекристаллизации связано с самопроизвольными структурными изменениями, направление которых определяется стремлением системы к уменьшению энергии, и внутренними локально весьма неоднородными движущими силами процесса. Такое уменьшение реализуется с помощью термически активируемых процессов образования центров первичной рекристаллизации и их роста за счет деформированной матрицы и друг друга.

В конце XX века процесс образования текстур ПР описывался объединенной теорией ориентированных зарождения и роста. Теория сводится к тому, что зародыши ПР обладают определенной ориентировкой, закономерно связанной с текстурой деформации (ориентированное зарождение). При этом растут те зародыши, ориентация которых относительно текстуры деформированной матрицы соответствует максимальной подвижности их границ. Центры рекристаллизации, образующиеся при нагреве после деформации выше критической, формируются в первую очередь в тех участках кристаллической решетки, которые были разориентированы и искажены. При нагреве материала с малыми степенями деформации рекристаллизация может не начаться вообще, поскольку для образования зародыша ПР и его последующего роста недостаточно только запасенной энергии деформации как движущей силы процесса: необходима также и локальная

разориентация некоторого микрообъема относительно соседних минимум на $9...18^\circ$.

Текстура ПР во всех случаях описывается теми же ориентациями, что и текстура деформации, но характеризующимися большим рассеянием. Наиболее выраженными при всех степенях обжатия являются ориентации: $\{111\}\langle 112\rangle \pm 5^\circ$, $\{111\}\langle 011\rangle$ и $\{211\}\langle 011\rangle \pm 20^\circ$, $\{100\}\langle 011\rangle \pm 15^\circ$. Совершенство их растет с увеличением обжатия, особенно возрастает острота $\{111\}\langle 112\rangle$. Ориентация $\{100\}\langle 011\rangle$, которая в текстуре деформации была очень сильной, после первичной рекристаллизации становится менее совершенной. Послойное изучение текстуры ПР показывает, что ее неоднородность сохраняется лишь при деформациях меньших 70 %. В поверхностных слоях при этом преобладают компоненты $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 001\rangle$, $\{110-310\}\langle 001\rangle$, в центре — $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{111\}\langle 110\rangle$, $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{100\}\langle 011\rangle$. Увеличение числа циклов холодная деформация—отжиг приводит к возрастанию бесструктурной составляющей, а также к общему рассеянию текстуры первичной рекристаллизации.

В ЭАС на стадии ПР в текстуре появляется компонента $\{110\}\langle 001\rangle$, практически отсутствующая в текстуре деформации. Вероятнее всего, эта компонента образуется во внутренних объемах деформированного зерна путем образования новых ребровых субзерен, которые и служат зародышами ориентации $\{110\}\langle 001\rangle$.

Формирование структуры ЭАС в течение высокотемпературного отжига. В ходе ВТО в структуре стали и на ее поверхности происходит ряд процессов:

- предрекристаллизационные изменения ($20...550^\circ\text{C}$), включающие процессы перераспределения точечных дефектов и полигонизацию (перераспределение и частичное исчезновение линейных дефектов — дислокаций);
- первичная рекристаллизация ($550...650^\circ\text{C}$);
- нормальный рост зерен и коагуляция (укрупнение больших и растворение самых мелких) частиц-ингибиторов ($650...880^\circ\text{C}$);
- растворение частиц-ингибиторов и вторичная рекристаллизация ($880...1000^\circ\text{C}$);
- удаление из стали примесей (рафинировка) — $950...1150^\circ\text{C}$;
- окисление поверхности стали (главным образом за счет гидратной влаги покрытия) — $500...900^\circ\text{C}$;
- образование грунтового слоя (форстерита) на поверхности стали ($750-900^\circ\text{C}$).

Изменение микроструктуры ЭАС при ВТО показано на рис. 32. Процессы, ответственные за формирование структуры стали, рассмотрены ниже.

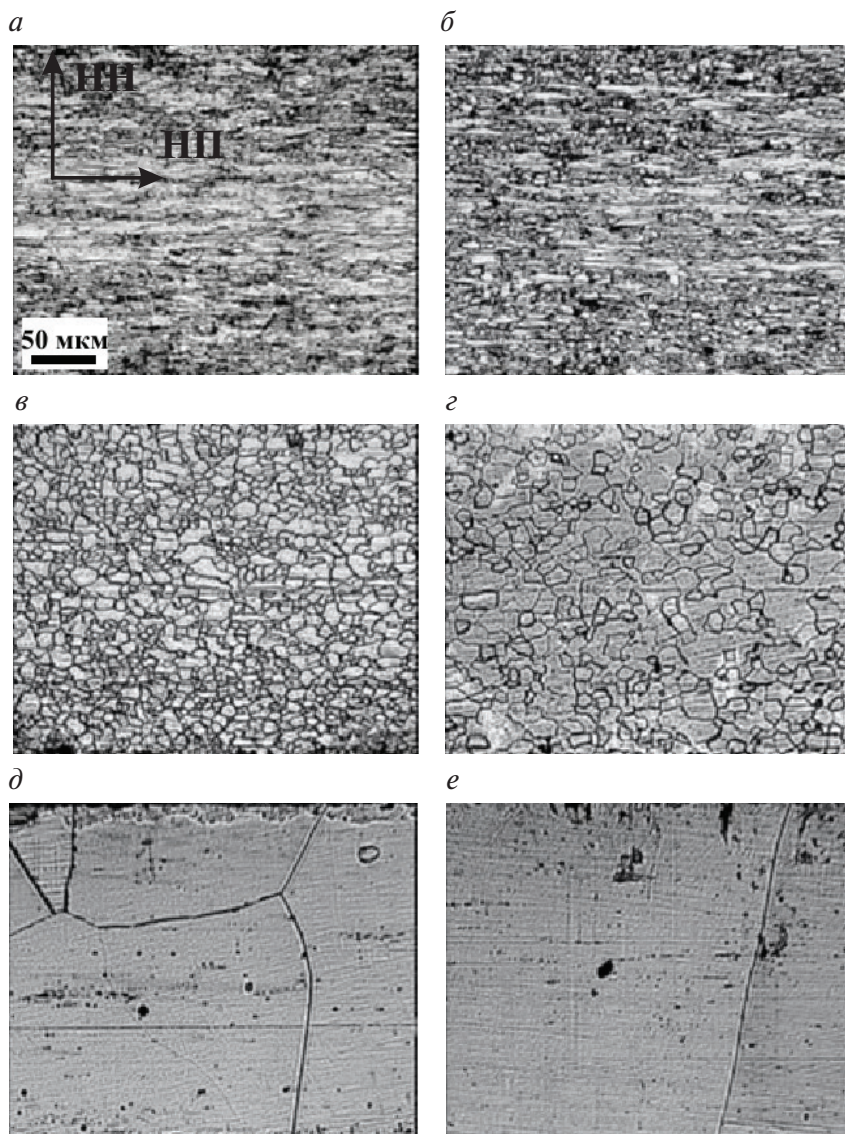


Рис. 32. Изменение микроструктуры электротехнической анизотропной стали нитридно-медного варианта производства в процессе высокотемпературного отжига: *а* — ~500 °С, деформированная структура; *б* — ~600 °С, начало первичной рекристаллизации; *в* — ~700 °С, завершение первичной рекристаллизации, начало нормального роста зерен; *г* — ~950 °С, начало рафинировки; *д* — ~1050 °С, незавершенная вторичная рекристаллизация; *е* — ~1150 °С, окончание вторичной рекристаллизации

Важно отметить, что нагрев металла при высокотемпературном отжиге в колпаковых печах происходит очень медленно. Скорость нагрева деформированного металла при отжиге оказывает влияние на текстуру ПР. Для стали нитридно-медного варианта быстрый нагрев до температуры ПР неприемлем, поскольку подкат данного варианта стали характеризуется довольно рассеянной ребровой составляющей текстуры, которая рассеивается еще больше в случае быстрого нагрева при отжиге на ПР. Наличие большого количества несовершенно ориентированных ребровых зародышей ВР приводит к рассеянию текстуры готовой ЭАС и существенно снижает ее магнитные свойства. Медленный нагрев ($\sim 0,004^\circ/\text{с}$) до температуры ПР, использующийся при производстве нитридно-медного варианта ЭАС, еще на ранних стадиях процесса рекристаллизации позволяет образовывать зародыши совершенных ориентаций $\{110\}\langle 001\rangle$ и $\{111\}\langle 112\rangle$. Получив размерное преимущество относительно субзерен окружающей матрицы, такие зародыши получают преимущество в развитии зерна ПР, что позволяет формировать более совершенную текстуру ПР, а следовательно, и ВР и обеспечивает высокие магнитные свойства стали.

Как уже отмечалось ранее, ПР приводит только к появлению в текстуре четкой компоненты $\{110\}\langle 001\rangle$, но при этом она еще не является доминирующей. Превращение ее в основную происходит на стадии вторичной рекристаллизации (ВР), во время которой центры $\{110\}\langle 001\rangle$ растут быстрее, чем центры других ориентаций.

Начало ВР обнаруживается по внезапному появлению очень крупных зерен, часто различных невооруженным глазом (рис. 33). По мере развития ВР количество таких зерен, их размеры и занимаемый ими объем возрастают, однако в окружающей их мелкозернистой структуре (ее называют матрицей ВР) заметных изменений не происходит (рис. 33, *в–д*). По завершении ВР в материале обычно (хотя и не всегда) наблюдается крупнозернистая структура, однородность которой такая же, как и до начала процесса. Изменение макроструктуры ЭАС нитридно-медного варианта при ВТО показано на рис. 34.

ВР обладает следующими характерными признаками [44]:

- крупные зерна не являются вновь образованными, это — просто выросшие до больших размеров некоторые из образовавшихся при первичной рекристаллизации зерен;

- первые этапы роста больших зерен происходят медленно до того момента, когда начнется вторичная рекристаллизация; существует инкубационный период;
- наименее понятными сторонами всего процесса являются факторы, управляющие отбором зерен-победителей, дорастающих до больших размеров, и механизмы, действующие на первых этапах. Обычно считается, что выживающие при вторичной рекристаллизации зерна должны заметно превосходить зерна среднего размера после первичной рекристаллизации и что они должны иметь ориентации, отличающиеся от преимущественных в текстуре первичной рекристаллизации;
- какая-либо причина должна затруднить собирательную рекристаллизацию, так как только при очень медленном росте зерен действительно могут вырасти очень крупные зерна за счет вторичной рекристаллизации;

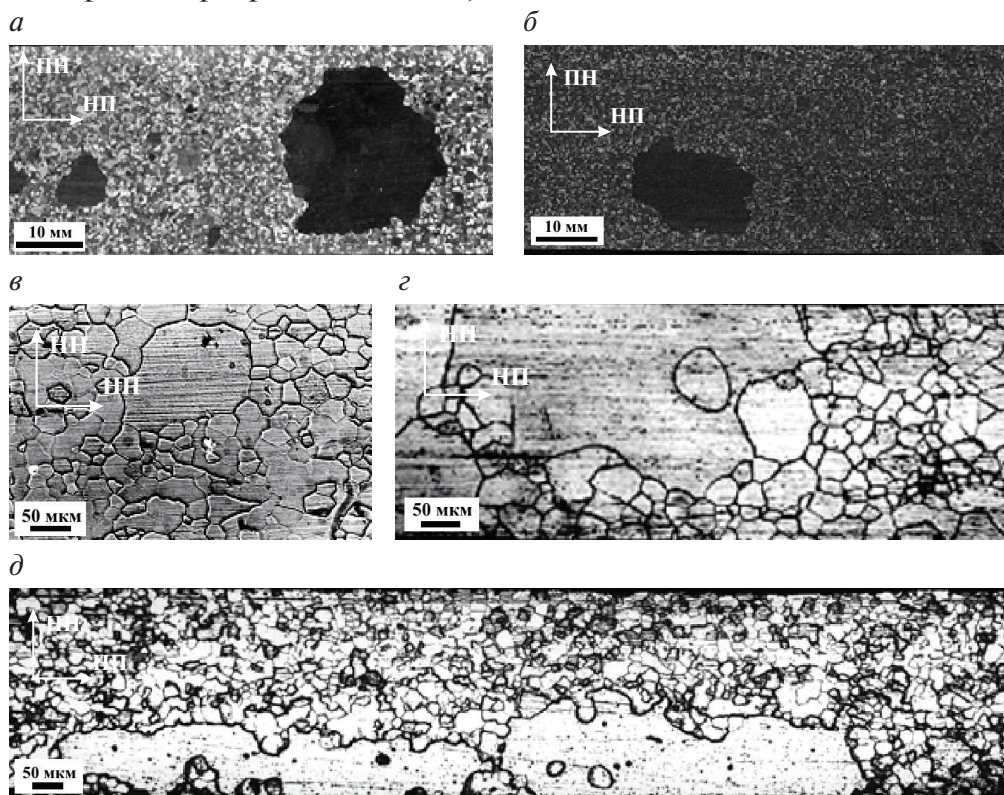


Рис. 33. Начало вторичной рекристаллизации в техническом сплаве Fe-3%Si:

а, б — макроструктура; *в, г* — микроструктура

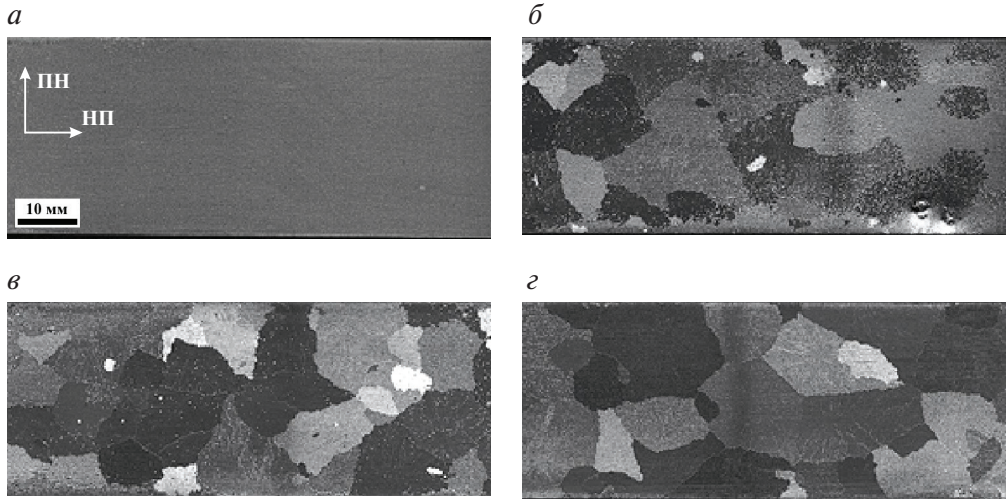


Рис. 34. Изменение макроструктуры электротехнической анизотропной стали нитридно-медного варианта производства в процессе высокотемпературного отжига:

a — ~ 700 °C; *б* — $\sim 950...980$ °C; *в* — ~ 1000 °C; *г* — ~ 1150 °C

- по завершении вторичной рекристаллизации иногда формируется отчетливая текстура. Она всегда отличается от предшествовавшей ей текстуры первичной рекристаллизации;
- для того чтобы могла произойти вторичная рекристаллизация, должна быть превышена некоторая четко определяемая минимальная температура. Обычно зерна наибольшего размера получают как раз при температурах несколько более высоких, чем этот порог, при еще более высоких температурах вырастают более мелкие зерна;
- как только крупные зерна начали свой ускоренный рост, движущей силой вторичной рекристаллизации обычно становится зернограничная энергия. В некоторых особых условиях может влиять величина поверхностной энергии зерен на границе со средой отжига.

Одним из основных условий для протекания процесса является торможение нормального роста зерен (так называемая «стабилизация матрицы»), которое в принципе может осуществляться:

- при наличии дисперсной неметаллической фазы (фазы-ингибитора);
- в условиях осаждения (сегрегации) примесных атомов на границах зерен;

- под воздействием канавок термического травления (эффект толщины);
- в условиях текстурного торможения.

В промышленной трансформаторной стали матрица стабилизируется путем включения второй фазы. Природа включений второй фазы может быть самой различной: AlN , MnS , MnSe . Важно только, чтобы при температуре окончательного отжига эта фаза была термически нестабильной. В противном случае, как, например, при торможении роста зерен стабильными включениями Al_2O_3 , ВР не протекает.

Важным условием является текстура матрицы и размер зерна, обеспечивающие развитие ВР с формированием текстуры $\{110\}\langle 001\rangle$. Текстура матрицы может варьироваться, однако всегда остается присутствие составляющих типа $\{111\}\langle 110\rangle$ или $\{111\}\langle 112\rangle$. Интересным является тот факт, что зародыши ВР с ориентацией $\{110\}\langle 001\rangle$ возникают в листах холоднокатаной стали в подповерхностных слоях на глубине $\sim 1/10 \dots 1/4$ от толщины листа, как раз в тех местах, где оказывается усиленной составляющая $\{111\}\langle uvw\rangle$ и уменьшенным размер зерна. В средних слоях листа условия менее благоприятны для формирования зародышей ВР. Неоднородность микроструктуры и текстуры в холоднокатаном листе электротехнической стали, приводящая к преимущественному образованию зародышей ВР в подповерхностном слое, обусловлена структурной и текстурной неоднородностью горячекатаной полосы. В подповерхностном слое горячекатаной полосы также усилена составляющая $\{110\}\langle 001\rangle$ и уменьшен средний размер зерна.

Для различных технологий производства ЭАС необходимые условия развития ВР могут различаться. Обобщенно для всех вариантов технологий необходимым является присутствие в матрице $\sim 0,5 \dots 5\%$ зерен с ориентацией $\{110\}\langle 001\rangle$ и $\sim 25 \dots 50\%$ зерен типа $\{111\}\langle 112\rangle$, причем зерно должно быть $\sim 8 \dots 25$ мкм, вторая фаза (AlN , MnS) иметь объемную долю $\sim 0,015\%$, количество частиц $10^{12} \dots 10^{14}$ шт./см³, размер частиц $5 \dots 50$ нм. Но даже при соблюдении этих условий ВР может не пойти.

Существовало большое число предположений относительно причин избирательного роста ребровых зерен при ВР. В последнем десятилетии XX века наибольшее распространение получили две гипотезы о протекании ВР в сплаве Fe-3 %Si. Автором одной из них является российский ученый Д. Б. Титоров, другой — японский исследователь Дж. Харасе (J. Harase).

Модель ВР, предложенная Дж. Харасе [45], базируется на теории границ совпадающих узлов. Харасе Дж. были предложены следующие обозначения:

- I_N — плотность вероятности обнаружения в первично рекристаллизованной матрице зерен с ориентацией N ;
- $I_{\Sigma i}$ — плотность вероятности обнаружения в первично рекристаллизованной матрице зерен, находящихся в совпадающем ориентационном соотношении Σi с зернами ориентации N .

В результате исследований статистически было показано, что границы совпадающих узлов, за исключением границ $\Sigma 1$ и $\Sigma 3$, являются более подвижными, чем случайные границы в ходе ВР при наличии в сплаве Fe-3 %Si ингибиторной фазы. Также было показано, что в зерна ВР могут превращаться ориентации I_N , для которых имеются самые высокие плотности $I_{\Sigma 9}$ и $I_{\Sigma 5}$, так как границы совпадения $\Sigma 5$ и $\Sigma 9$ являются наиболее подвижными в интервале температур ВР.

При условии, что плотность ингибитора и величина $I_{\Sigma i}$ выше своих критических значений, ориентация N с интенсивностью выше критической, для которой имеется самая высокая плотность $I_{\Sigma i}$ среди прочих ориентаций, становится главной после аномального роста зерен.

При производстве ЭАС методом одностадийной холодной прокатки для ориентации $\{110\}\langle 001\rangle$ была характерна самая высокая величина $I_{\Sigma 9}$ среди прочих ориентаций. В области ориентаций, близких к $\{110\}\langle 001\rangle$, самой большей интенсивностью обладала ориентация $\{110\}\langle 227\rangle$, для которой величина $I_{\Sigma 5}$ имела наибольшее значение. При достаточно крупном первично рекристаллизованном зерне в ходе ВР в области высоких температур наблюдался доминирующий рост зерен с ориентацией $\{110\}\langle 001\rangle$. В случае сравнительно мелкого первично рекристаллизованного зерна, в ходе ВР развивались главным образом зерна $\{110\}\langle 227\rangle$ в более низком температурном интервале, хотя частота совпадения границ $\Sigma 9$ относительно компонент $\{110\}\langle 001\rangle$ была выше, чем границ $\Sigma 5$ относительно компонент $\{110\}\langle 227\rangle$.

Подобный механизм текстурообразования при ВР может быть объяснен температурной зависимостью определенных характеристик перемещения границ зерен в присутствии ингибитора. Границы совпадения $\Sigma 5$ являются более подвижными, чем границы $\Sigma 9$, в области более низких температур, так как являются более когерентными, вследствие чего на них осаждается меньшее количество ингибитора, чем на гра-

ницах $\Sigma 9$. Это позволяет им освобождаться при более низких температурах — в результате текстурой ВР становится ориентация $\{110\}\langle 227 \rangle$.

В области более высоких температур различие в подвижности границ $\Sigma 5$ и $\Sigma 9$, а также в количестве осевшего на них ингибитора становится меньшим. В этом случае определяющим фактором становится частота совпадения границ $\Sigma 9$ относительно ориентации $\{110\}\langle 001 \rangle$, которая выше, чем частота совпадения границ $\Sigma 5$ относительно $\{110\}\langle 227 \rangle$, в результате чего текстурой ВР становится ориентация $\{110\}\langle 001 \rangle$.

Косвенным аргументом в пользу гипотезы Дж. Харасе на случай ВР в сплаве Fe-3%Si является тот факт, что для развития четкой ребровой текстуры необходимо иметь более или менее сильно выраженную компоненту $\{111\}\langle 112 \rangle$ в текстуре деформации и первичной рекристаллизации. А зерна $\{110\}\langle 001 \rangle$ и зерна $\{111\}\langle 112 \rangle$, преобладающие в текстуре первичной рекристаллизации, как раз близки к параметрам образования решетки совпадающих узлов. Однако отсутствие достаточных данных о строении, энергии и подвижности границ между зернами, находящимися в специальной разориентации, не позволяет подтвердить или опровергнуть гипотезу Дж. Харасе.

В основу теории Д. Б. Титорова [46] положена гипотеза компромиссных текстур П. А. Бека (1954). Согласно этой гипотезе, в материале с многокомпонентной текстурой наиболее быстро должны расти кристаллиты таких ориентировок, которые имеют границы с достаточно высокой, но необязательно максимальной подвижностью. Для прогнозирования развития текстуры в процессе роста зерен необходим учет размеров растущего зерна и его соседей, а также подвижностей границ между ними.

Исходной посылкой для прогнозирования текстуры ВР по исходной многокомпонентной текстуре послужили результаты изучения разориентировки между рекристаллизованными зернами и поглощаемым ими слабо деформированным монокристаллом: выросшие зерна разориентированы относительно поглощаемой матрицы на минимальные углы от $10...15^\circ$ до $40...45^\circ$ при беспорядочной ориентации осей разориентировки. Титоров Д. Б. полагает, что границы только с такими параметрами разориентировки обладают высокой подвижностью. Несмотря на явное несоответствие этого утверждения и результатов измерения подвижности индивидуальных границ, метод прогнозирования текстур рекристаллизации по текстуре поглощаемой матрицы, развитый в работах Д. Б. Титорова, дает хорошие результаты. Этот метод состоит в графиче-

ском нахождении на стереографической проекции геометрического места ориентаций, удаленных от всех составляющих текстуры поглощаемой матрицы (с учетом их рассеяния) на углы от $10...15^\circ$ до $40...45^\circ$. Этим методом найдено, что ориентация $\{110\}\langle 001\rangle$ при ВР в электротехнической анизотропной стали может образоваться в рекристаллизованном материале, текстура которого описывается квартетами ориентаций $\{111\}\langle 413\rangle$ и $\{113\}\langle 631\rangle$. Здесь необходимо отметить, что при рекристаллизации образуются не все составляющие, получаемые при графическом построении. Для объяснения этого расхождения автор работы вынужден отойти от гипотезы компромиссной текстуры и перейти на позиции гипотезы ориентированного зарождения и роста, признав, что текстура рекристаллизации зависит от количества растущих зерен разных ориентаций. Этого, однако, его графическое построение не учитывает.

В последние годы разработан метод автоматического анализа картин обратного электронного рассеяния (в иностранной литературе — EBSD, ACOM, ВКР, ОИМ и т. п.). Этот метод позволяет собирать статистические данные об ориентации зерен в локальной области образца и, следовательно, об ориентационном окружении каждого кристаллита. Ориентационная микроскопия дала новый толчок в исследовании аномального роста зерен в ЭАС.

Авторы большинства работ сходятся во мнении, что распределение зерен по размерам не является важнейшим фактором при их аномальном росте. Главным фактором является характер границ зерен, при этом границы разного типа имеют различную энергию и подвижность. Допускается, что специальные границы имеют более низкую энергию и повышенную подвижность по сравнению с границами общего типа. Хаякава И. и др. выступают против модели РСУ, утверждая, что наибольшей подвижностью в присутствии ингибитора обладают высокоэнергетические границы с углом разориентации между 25 и 45° , по сравнению с низкоэнергетическими границами. Достаточно оригинальная идея о зарождении вторичных зерен «смачиванием» границ предложена в работе [47].

В заключение необходимо отметить, что, несмотря на значительный прогресс в методах исследования процессов вторичной рекристаллизации, механизм ее так и не понят. По существу, все гипотезы, выдвигаемые современными авторами, не несут в себе ничего нового и выступают либо в поддержку модели Д. Б. Титорова [46], либо в поддержку модели японского исследователя Дж. Харасе (J. Harase) [45]. При этом в боль-

шинстве работ авторы признают, что экспериментальных данных все еще недостаточно, чтобы сделать однозначные выводы [48]. Таким образом, данная область остается открытой для дальнейших исследований.

Макроструктура электротехнической анизотропной стали. Макроструктура готовой ЭАС (с удаленным электроизоляционным покрытием) достаточно сильно варьируется в зависимости от технологии ее производства (см. рис. 22). Однако даже в пределах одного технологического варианта в зависимости от химического состава стали и параметров ее обработки на различных переделах (деформационный и температурно-временной режим горячей прокатки, режимы рекристаллизационно-обезуглероживающего отжига, величина деформаций и тип стана при холодных прокатках, температурно-временной и газовый режим при ВТО и т. д.) макроструктура готовой стали может существенно отличаться по размеру и форме вторично рекристаллизованных зерен (рис. 35, а, б).

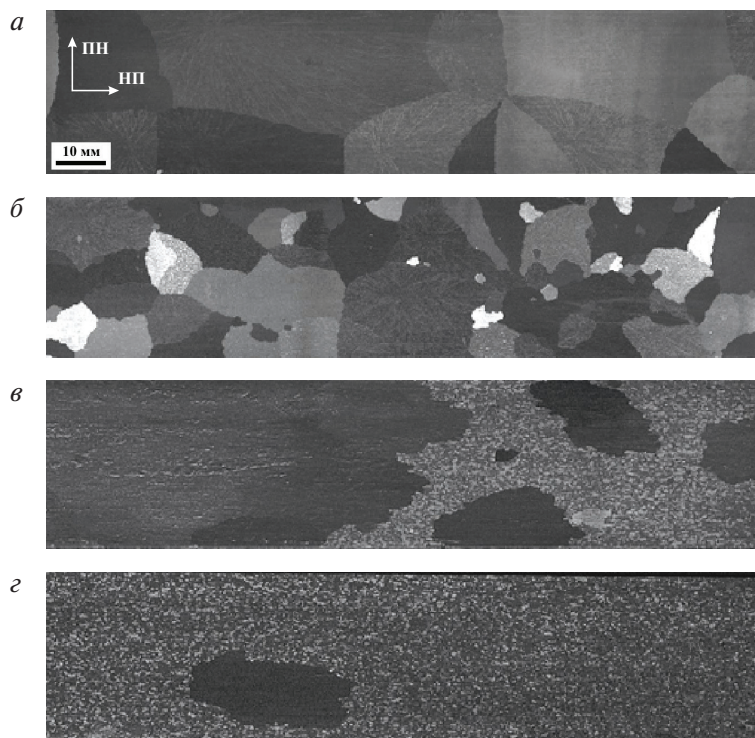


Рис. 35. Макроструктура готовой ЭАС:

а — ЭАС, произведенная из горячекатаного подката «ММК»; б — ЭАС, произведенная из горячекатаного подката La Louver; в, г — участки стали, в которых не прошла вторичная рекристаллизация

При существенных отклонениях исходного (после выплавки) химического состава стали от оптимального, а также при нарушениях технологического регламента на любом из переделов производства ЭАС вторичная рекристаллизация при высокотемпературном отжиге может реализоваться лишь частично или не пройти совсем. При этом формируется макроструктура (рис. 35, *в, г*), характеризующаяся крайне низким уровнем магнитных свойств (так называемый брак по магнитной индукции) из-за отсутствия ребровой текстуры в стали.

Влияние выпрямляющего отжига на микроструктуру электротехнической анизотропной стали. Для устранения рулонной кривизны, образующейся в процессе высокотемпературного отжига, полосу электротехнической анизотропной стали под достаточно малым натяжением пропускают через агрегат выпрямляющего отжига. В тех случаях, когда полоса имеет отдельные участки с повышенной неплоскостностью, величину натяжения увеличивают. В результате длина полосы обычно возрастает на 0,1...0,3 % (1...3 мм/м).

На заключительной стадии выпрямляющего отжига (при охлаждении металла) за счет напряжений (натяжения) в структуре стали образуются дефекты (дислокации). С увеличением значения вытяжки от величины ~ 1 мм/м наблюдается возрастание удельных магнитных потерь готовой ЭАС. Это объясняется изменением дислокационной структуры в зернах ЭАС (рис. 36) в зависимости от вытяжки полосы. При вытяжке ~ 0 мм/м межзеренные границы практически свободны от дислокаций (рис. 36, *а*). По мере увеличения вытяжки растут скопления дислокаций по границам зерен, образуются полигональные стенки, а при значениях вытяжки выше 5 мм/м в отдельных местах начинает формироваться субструктура (рис. 36, *б–е*).

Появление дефектов в структуре металла при низком натяжении способствует измельчению основных (180-градусных) доменов. Если такое измельчение происходит без существенного возрастания в магнитной структуре количества 90-градусных (замыкающих) доменов или без увеличения доли незакономерно ориентированных доменов, то наблюдается снижение удельных потерь электротехнической анизотропной стали (величина вытяжки не более 1 мм/м). Увеличение вытяжки, т. е. нарастание количества дефектов приводит к существенному ухудшению магнитной структуры металла и соответственно к заметному увеличению удельных магнитных потерь.

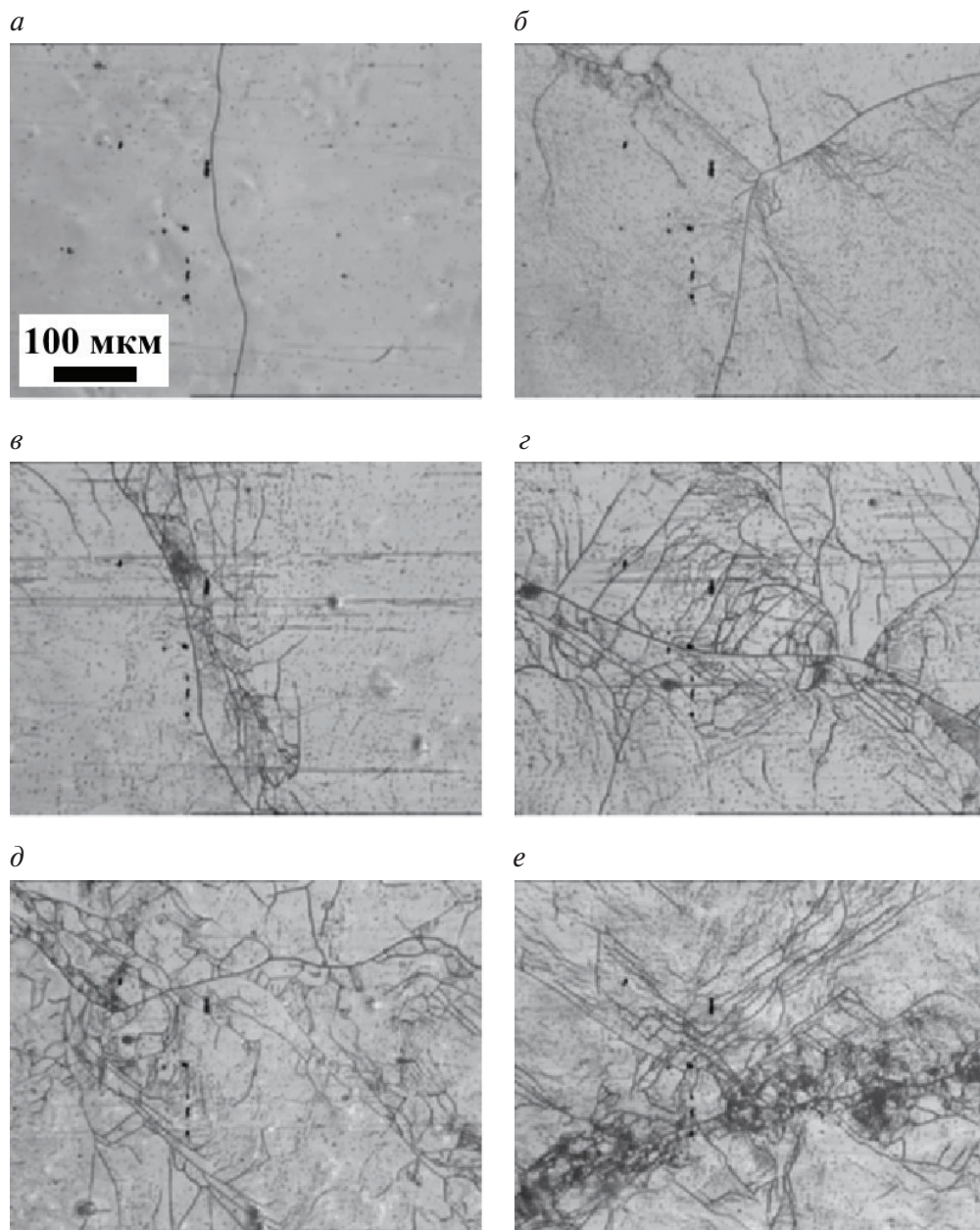


Рис. 36. Влияние натяжения полосы при выпрямляющем отжиге электротехнической анизотропной стали на дислокационную структуру вблизи границ зерен:

a — величина вытяжки полосы ~ 0 мм/м; *б* — $\sim 1,5$ мм/м; *в* — ~ 2 мм/м; *г* — $\sim 3,5$ мм/м; *д* — ~ 4 мм/м; *е* — ~ 5 мм/м

Двойникование в техническом сплаве Fe-3%Si. Деформация технического сплава Fe-3%Si наряду со скольжением может осуществляться двойникованием. Двойники видны в зернах поликристаллов чаще всего в виде плоскопараллельных или клиновидных прослоек (рис. 37), отражающих свет иначе, чем остальная часть кристалла. Решетка внутри двойникового образования является зеркальным отображением решетки окружающей матрицы в кристаллографической плоскости (плоскости двойникования). Переброс решетки в новое равновесное положение обычно происходит с большой скоростью и выделением энергии в форме звука с характерным потрескиванием в процессе деформации кристалла.

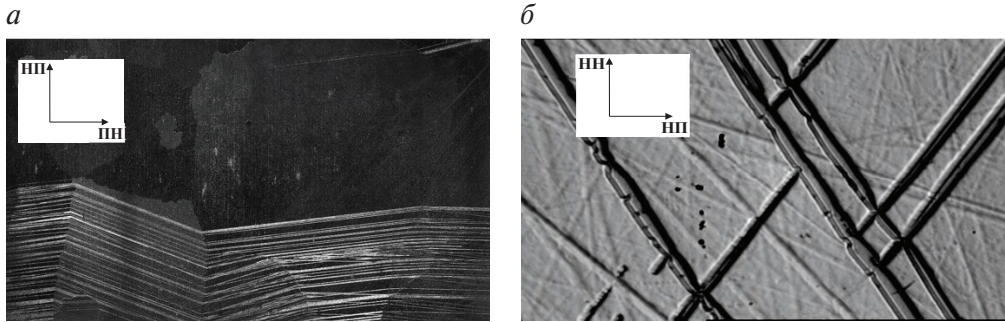


Рис. 37. Двойники в зернах ЭАС:

а — зерна со следами двойников на плоскости прокатки (макроструктура); *б* — двойники в зерне; НН — направление прокатки; НП — направление нормали к плоскости прокатки; ПН — поперечное направление к НН и НП

Особенно хорошо двойникование проявляется в крупных вторично рекристаллизованных зернах ЭАС после ВТО при воздействии на полосу нагрузки «гиб под натяжением».

Склонность к двойникованию ЭАС возрастает с повышением концентрации кремния в стали, понижением температуры и увеличением скорости деформации.

Во время роста двойник может натолкнуться на препятствия (неметаллическое включение, граница зерна, другая граница двойника). При дальнейшей деформации вместе с минимальной силой связи в материале (место пересечения двойника с препятствием) зарождается трещина, которая затем распространяется вглубь металла (рис. 38).

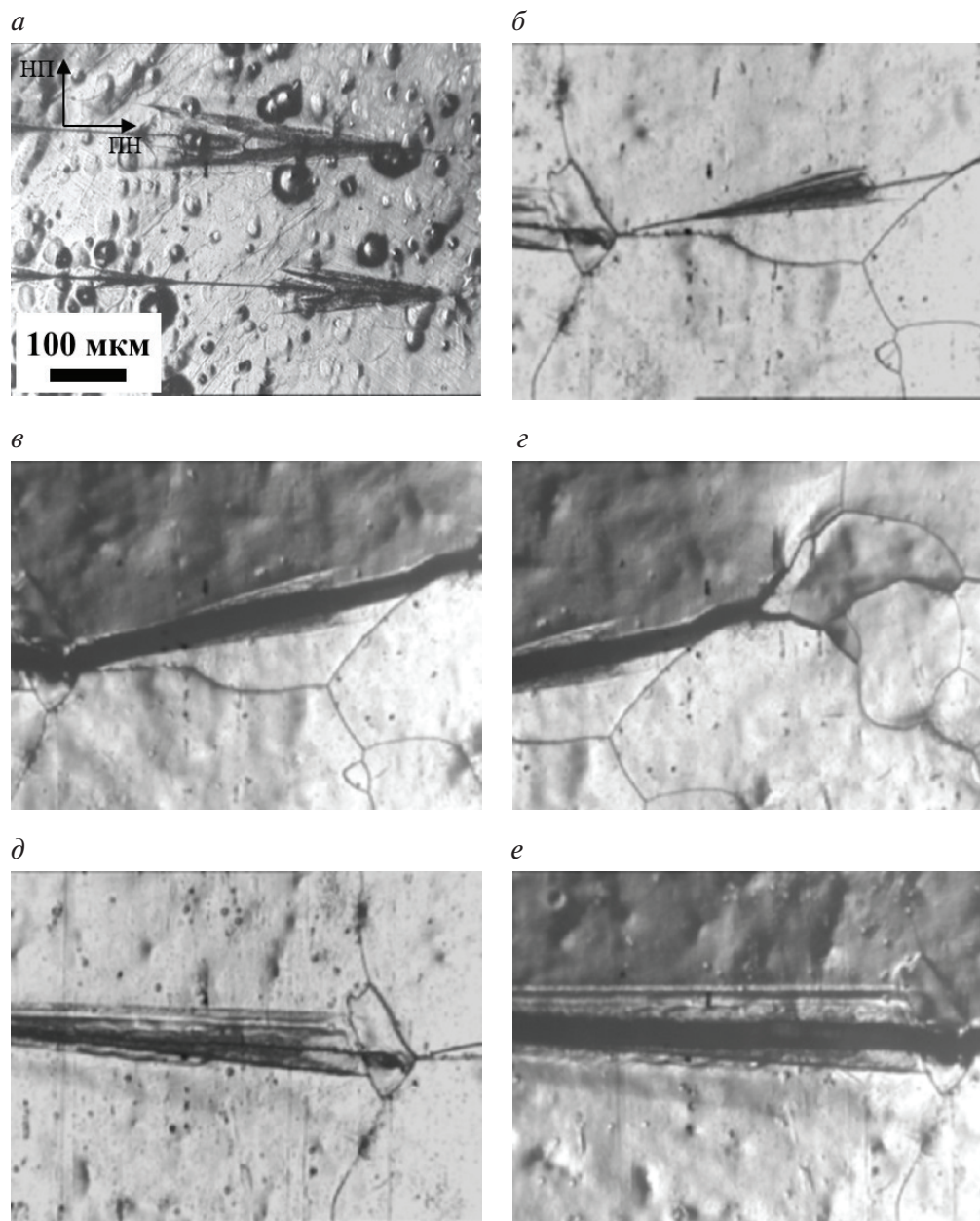


Рис. 38. Микроструктура хрупкого разрушения электротехнической анизотропной стали:

а, б, д — зарождение трещин на двойниках;
в, г, е — развитие (распространение) трещины

2.5. Аморфные и нанокристаллические сплавы

К особому классу магнитомягких материалов, которые в настоящее время интенсивно развиваются, относятся сплавы с аморфной структурой [3, 4, 7] [12–14], [49, 50]. В этих сплавах нет границ зерен, субзерен; отсутствует кристаллическое строение и кристаллографическая анизотропия, обусловленные дальним порядком в расположении атомов в кристаллической решетке. Термодинамическое состояние сплавов с аморфной структурой неустойчивое, при их нагреве может происходить частичная или полная кристаллизация метастабильной аморфной структуры.

Носителями ферромагнетизма в сплавах с аморфной структурой, в которых концентрации элементов Fe, Co, Ni > 40...50 атом. %, являются локальные магнитные моменты атомов элементов с нестроеным 3-*d* электронным слоем. По химическому составу такие сплавы разделяют на железные, железоникелевые и кобальтовые. Остановимся на наиболее распространенных аморфных сплавах на основе железа.

Способы получения аморфного состояния материала могут быть отнесены к одной из следующих групп [4, 6]: закалка из жидкого состояния (спиннингование расплава, центробежная закалка, метод выстреливания, метод молота и наковальни, вытягивание расплава в стеклянном капилляре и др.), закалка из газовой фазы (вакуумное напыление, ионно-плазменное распыление, химические реакции в газовой фазе и др.), аморфизация кристаллического тела при высокоэнергетических воздействиях (облучение частицами поверхности кристалла, лазерное облучение, воздействие ударной волны, ионная имплантация и др.), химическая или электрохимическая металлизация.

В практике получения аморфных магнитомягких сплавов наибольшее распространение получила быстрая закалка расплава методом спиннингования. Этим методом получают аморфные ленты путем заливки расплава на поверхность быстровращающегося цилиндрического вала из металла с высокой теплопроводностью [4, 6, 50]. Чем больше скорость вращения вала (обычно 30...50 м/с) и чем тоньше лента (10...60 мкм), тем выше скорость охлаждения расплава и тем легче получить аморфную структуру. Типичные значения скорости охлаждения составляют 10^4 ... 10^6 К/с. В ряде случаев для получения наведен-

ной магнитной анизотропии и оптимальных магнитных свойств ленту подвергают отжигу в магнитном поле определенного направления.

На рис. 39 показана схема производства аморфной ленты методом спиннингования в компании Hitachi Metglas [50]. Лента сматывается на пять предварительных моталок (поочередно, по мере заполнения предыдущих). Затем лента с моталок сматывается в 5 слоев на конечную моталку. После смотки производится порезка ленты и шихтовка пакетов. Шихтованные пакеты собираются в готовый сердечник, который проходит контроль заданных характеристик (рис. 40). Отметим, что технологические линии по производству аморфных сплавов достаточно компактны и, в отличие от линий по производству кремнистых сталей, не требуют огромных производственных помещений (цехов).

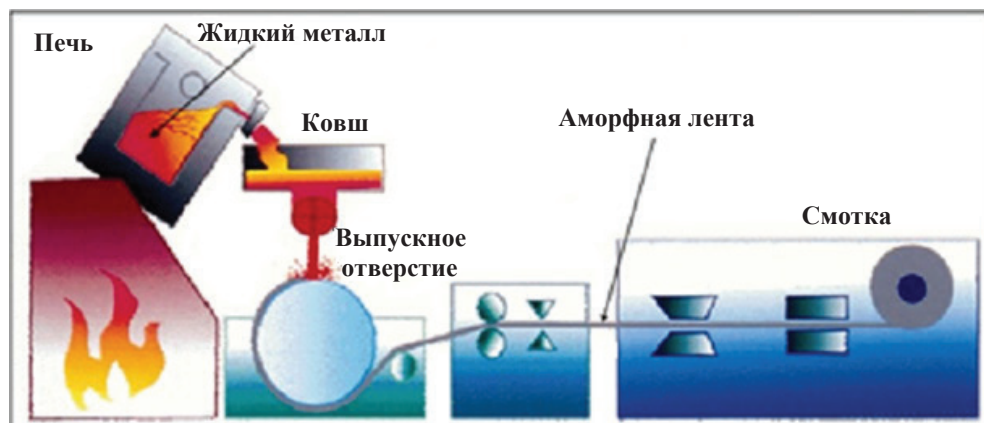


Рис. 39. Схема производства аморфных сплавов [49]

Для получения аморфного состояния при больших скоростях охлаждения сплав должен содержать достаточное количество элементов-аморфизаторов. К аморфизаторам относят некоторые неметаллы (В, Si, Р, С), а также некоторые металлы (Zr, Hf и др.). С одной стороны, аморфообразующие элементы приводят к снижению температуры Кюри и магнитной индукции насыщения. С другой стороны, аморфообразующие элементы увеличивают (в 3 раза) электрическое сопротивление, тем самым способствуют значительному (до 10 %) снижению вихревой составляющей потерь на перемагничивание. Наряду с этим аморфообразующие элементы повышают твердость, прочность и коррозионную стойкость. Тем самым их можно подвергать холодной прокатке, штамповке, навивке в рулоны и т. п.

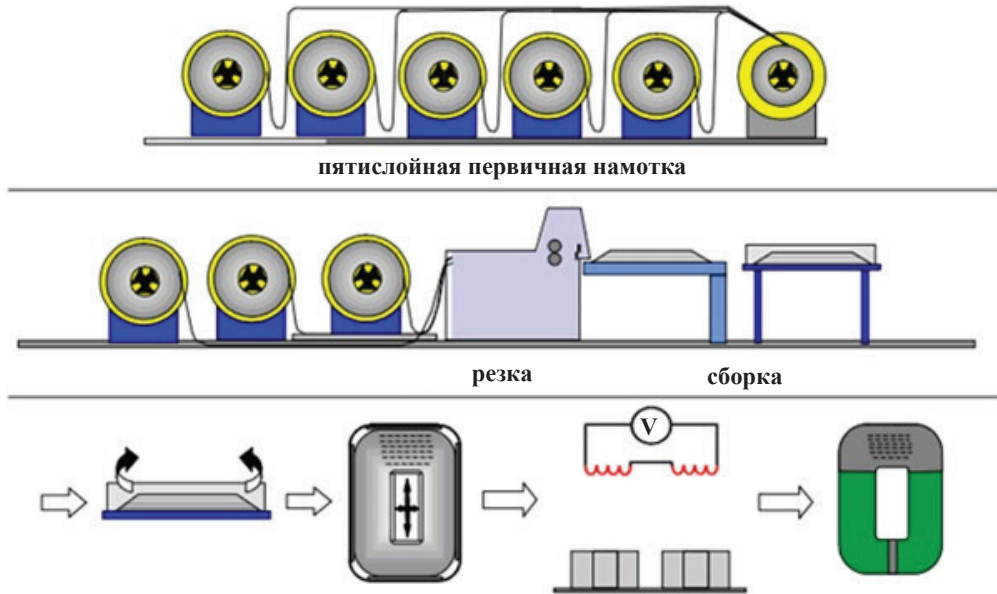


Рис. 40. Схема производства сердечников из аморфной ленты [50]

На рис. 41 показана зависимость электромагнитных потерь от величины индукции для различных магнитных материалов [50]. К основным функциональным преимуществам аморфных материалов можно отнести:

- легкое намагничивание (низкая коэрцитивная сила, высокая проницаемость);
- низкие магнитные потери (низкая коэрцитивная сила, высокая проницаемость, высокое сопротивление);
- быстрая обратимость магнитного потока (как результат — низкие магнитные потери).

Свойства современных аморфных сплавов для сердечников распределительных трансформаторов представлены в табл. 9 (сплавы компании Hitachi Metglas). Отмеченные сплавы выпускаются в толщине (25 ± 5) мкм, ширина ленты достигает 214 мм, коэффициент заполнения не менее 84 %.

Аморфные сплавы обладают низкой индукцией насыщения, что требует увеличения массы медных обмоток сердечников и увеличения габаритов готовых изделий. В 2017 году удалось достигнуть значения магнитной индукции 1,64 Тл [50] за счет варьирования химического состава и термических обработок, что позволило расширить воз-

возможности применения данного класса материалов в трансформаторостроении. Еще одним существенным недостатком аморфных сплавов является высокое значение магнитострикции, приводящее к возрастанию шумовых характеристик трансформаторов. Однако при существующей тенденции по уменьшению рабочих индукций (где различия в магнитострикции минимальны) и габаритов трансформаторов различия в шуме между сердечниками из аморфных сплавов и ЭАС будут все менее заметны. Таким образом, в ряде случаев изделия из аморфной ленты уже сейчас значительно превосходят аналогичные изделия из классической ЭАС.

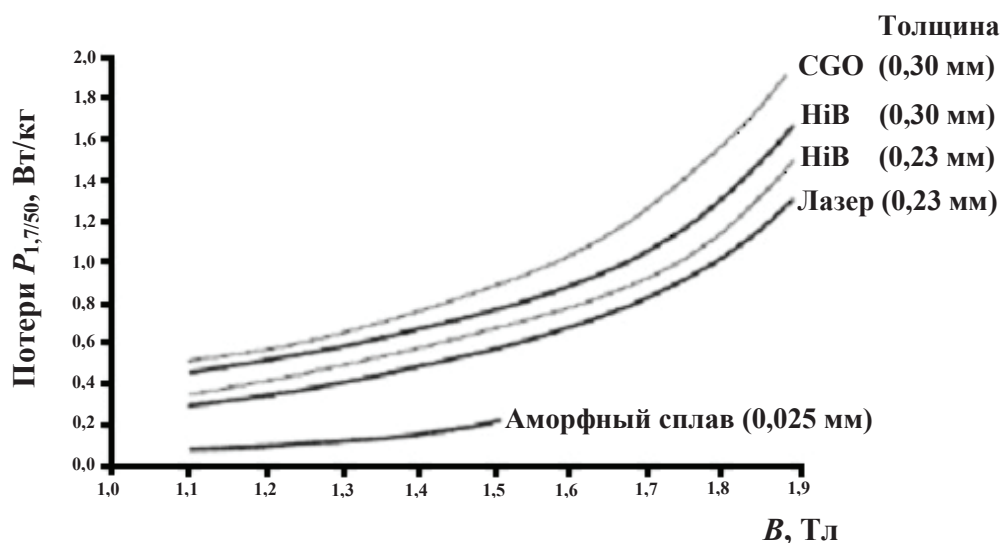


Рис. 41. Зависимость электромагнитных потерь от величины индукции для различных магнитных материалов [50]

Таблица 9

Типичные свойства аморфных сплавов Hitachi Metglas [50]

Сплав Metglas	Индукция насыщения, Тл	Электросопротивление, мкОм	Магнитострикция насыщения ($\times 10^{-6}$)	Температура Кюри, °С
2605HB1M	1,63	1,2	27	364
2605SA1	1,56	1,3	27	395

Уникальное сочетание магнитных свойств получается в нанокристаллических сплавах со смешанной аморфно-кристаллической структурой и размером зерен несколько нанометров [4, 6, 14]. Такие сплавы

состоят из кристаллитов твердого раствора кремния в α -Fe и аморфной фазы, образующей тонкую, в несколько атомных слоев, оболочку вокруг кристаллитов α -Fe (Si). Подобная структура образуется при кристаллизации исходного аморфного сплава в результате отжига при определенной температуре. Формирование нанокристаллической структуры обусловлено комбинированным легированием такими элементами, как Cu, P, Nb и др. Однако после отжига данные сплавы оказываются достаточно хрупкими и находят основное применение в высокочастотных устройствах [14]. На рис. 42 показана зависимость электромагнитных потерь от величины индукции при частоте 10 кГц для кристаллического 6,5 % Si-Fe, аморфного на основе железа и нанокристаллического сплавов.

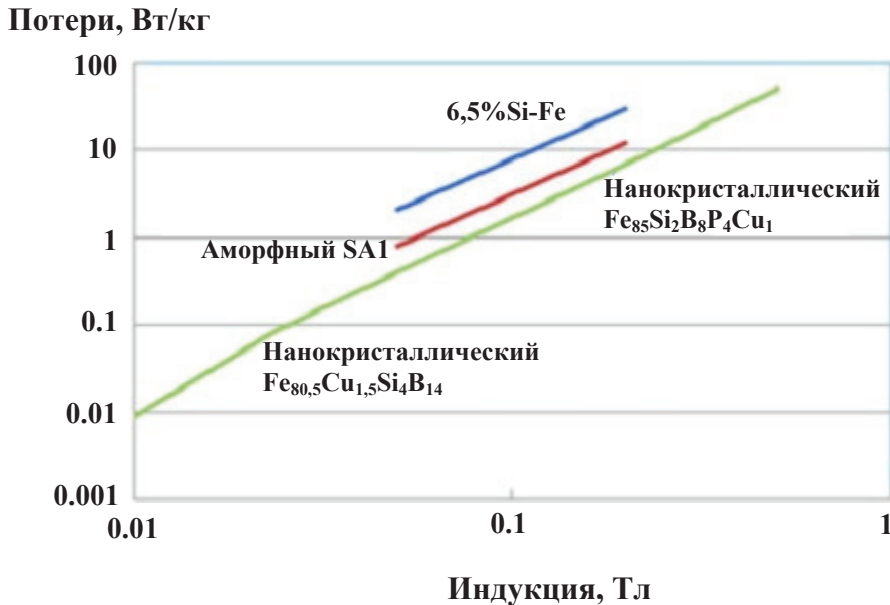


Рис. 42. Электромагнитные потери в зависимости от индукции при частоте 10 кГц для кристаллического 6,5 % Si-Fe, аморфного на основе железа и нанокристаллического сплавов [14]

Новейшие нанокристаллические материалы [14] на основе $\text{Fe}_{85-86}\text{Si}_{1-2}\text{B}_8\text{P}_4\text{Cu}_1$, отжигаемые при 460 °С, имеют индукцию насыщения 1,82...1,85 Тл, коэрцитивную силу в постоянном поле 2,8...5,8 А/м, магнитострикцию насыщения $2,3...2,4 \times 10^{-6}$. Полученные свойства обеспечиваются комплексным легированием, приводящим к умень-

шению размера зерна с 10...80 до 3 нм. Полученные сплавы обладают меньшими потерями для низких и средних частот и более высокой начальной магнитной проницаемостью по сравнению с электротехническими сталями. Однако, как отмечалось выше, отжиг приводит к существенному снижению пластичности данных сплавов и их применение в больших трансформаторах ограничено требованиями механической пластичности при сборке сердечника, которые определяются конструкцией магнитной системы. Конструкции высокочастотных устройств, как правило, лишены подобных проблем, что в конечном счете и определяет основные области применения нанокристаллических магнитомягких сплавов на основе железа.

В начале XXI века мировым лидером по производству аморфных и нанокристаллических сплавов является компания Hitachi Metglas. В 2017 году объем производства данных видов продукции в мире составил ~200 тыс. т (из них ~140 тыс. т произведено Hitachi Metglas). В мире изготовлено ~2,5 млн трансформаторов из аморфных и нанокристаллических сплавов, более 40 заводов занимаются производством данного вида продукции. Основным сегментом применения аморфных сплавов в массовом трансформаторостроении — это однофазные масляные трансформаторы мощностью до 500 кВ·А; трехфазные масляные трансформаторы мощностью до 5000 кВ·А; трехфазные стержневые трансформаторы мощностью до 3000 кВ·А; трехфазные сухие трансформаторы мощностью до 150 кВ·А.

Из статистических данных 2017 года видно, что изделия из аморфных и нанокристаллических материалов очень интенсивно развиваются и начинают составлять серьезную конкуренцию изделиям из электротехнической стали на массовом рынке. Таким образом, можно ожидать, что данная тенденция не изменится. Основным препятствием в развитии данного класса материалов следует считать инерционность основных производителей электротехнического оборудования и длительные сроки окупаемости изделий в электроэнергетике.

Дальнейшее развитие аморфных и нанокристаллических материалов связано с понижением шума в готовых изделиях, снижением их габаритов, повышением индукции насыщения, снижением стоимости; конкуренцией между технологиями производства аморфных и нанокристаллических материалов и ЭАС.

3. Медная проволока как основной материал для обмоток преобразующих электроэнергию устройств

3.1. Производство медной катанки и проволоки

3.1.1. Технология выплавки и литья

Исходным сырьем для практически всех крупных коммерческих производств медной проволоки сегодня неизменно является медная катанка, изготовленная непосредственно из высококачественных медных катодов, а также незначительная доля из незагрязненного медного лома.

Наиболее распространенные в настоящее время непрерывные процессы плавки и литья:

- процесс литья CONTIROD™ (SMS-Demag & Union Miniere, Бельгия);
- процесс литья PROPERZI™ (Continuous Properzi Spa, Италия);
- процесс литья в открытую изложницу SEMI—CONTINUOUS DC CHILL (различные производители);
- процесс литья Southwire SCR™ (Southwire Company, США);
- процесс литья в форму с вертикально расположенной полостью SHOWA DIP-FORM™ (Showa Corp., Япония);
- система вертикальной разливки VERTICAL UPWARDS (Conticast™ Group и Rautomead™ Limited, Великобритания).

В последние годы широкое распространение при производстве проволоочной заготовки получили непрерывные процессы, совмещающие плавку, литье и горячую прокатку по технологии CONTIROD. Данная технология успешно применяется на таких заводах, как ОАО «Урал-

электромедь» и ЗАО СП «Катур-Инвест» (г. Екатеринбург и г. В. Пышма). Она предусматривает непрерывное плавление медных катодов в шахтной печи, литье непрерывной заготовки на двухленточной литейной машине и прокат полученной заготовки в медную катанку на 14-клетьевом прокатном стане Mannesmann Demag Sack (Германия). Технологические параметры обработки электролитической меди представлены ниже:

температура литья, °С	1150
температура горячей обработки давлением, °С	700...950
максимальное суммарное обжатие при холодной деформации (прокатка, волочение), %	до 90
температура отжига рекристаллизации, °С	375...650

Система, разработанная фирмой Hazelett для взаимодействия с оператором литейной машины, автоматически регулирует поток меди в машине и обеспечивает возможность сбора данных для управления процессом. Подсистема управления уровнем в литейной машине отображает уровень меди в ней и регулирует поток меди в литейный ковш, откуда металл поступает сразу в литейную машину.

Технология производства заготовки для волочения методом непрерывного литья тонкомерных заготовок привело к выигрышу в энергетических затратах, но не учла неоднородность литой структуры в процессе волочения.

3.1.2. Технология прокатки (получения катанки)

Прокатный стан предназначен для получения из литой заготовки сечением $120 \times 70 \text{ мм}^2$ медной катанки диаметром 8 мм. Технологический процесс производства медной катанки включает в себя следующие основные операции:

- прокатка непрерывно-литой заготовки на прокатном стане;
- охлаждение и осветление медной катанки;
- нанесение на катанку консервационного воскового покрытия;
- намотка на бунтоукладчик готовой катанки в бунты;
- взвешивание, упаковка, складирование и отгрузка готовой продукции.

Прокатка проводится в несколько этапов: сначала на черновых клетях, затем на предчистовых, а потом на чистовых. Клетки устанавливаются попеременно вертикально и горизонтально, что позволяет избежать скручивания заготовки между клетями. Кроме того, особенностью является то, что четные клетки имеют круглый калибр, нечетные — овальный. Всего клеток 14, на последней формируется катанка диаметром 8 мм. После того как заготовка прокатана до нужного диаметра, она направляется в линию осветления и охлаждения. Затем наносится восковое покрытие для обеспечения защиты катанки от влияния окружающей среды.

При сортовой прокатке за счет последовательного обжатия валками происходит горячая деформация меди, которая сопровождается следующими процессами:

- формоизменение (форма изменяется от прямоугольной до круглой с уменьшением поперечного сечения);
- уплотнение литого металла за счет объемной пластической деформации;
- упрочнение за счет пластической деформации сдвига;
- динамическая рекристаллизация металла, находящегося в калибре;
- статическая рекристаллизация металла вне калибра.

Свойства медной катанки регламентируются ГОСТ Р 53803. Некруглость профиля катанки не должна выводить его за пределы отклонений. Катанка по всей длине должна иметь гладкую поверхность без трещин и посторонних включений.

3.1.3. Технология получения проволоки

Процесс волочения состоит в протягивании под действием силы P заготовки постоянного поперечного сечения 1 через плавно сужающийся канал волокна 2 (рис. 43). Размеры выходного отверстия волокна меньше, чем сечение заготовки. В результате волочения поперечные размеры изделия 3 уменьшаются, а длина увеличивается.

Перед волочением один конец заготовки заостряют, чтобы он свободно входил в канал волокна и выходил с противоположной стороны на величину, достаточную для захвата тянущим устройством.

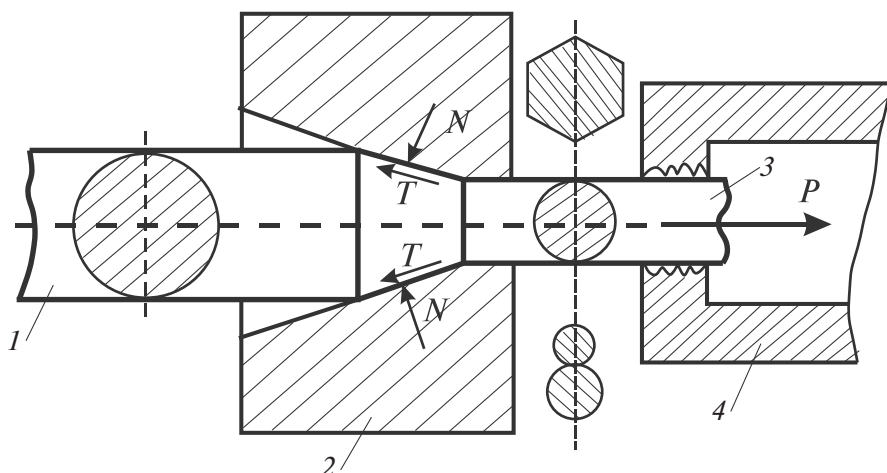


Рис. 43. Схема процесса волочения сплошных тел:

1 — заготовка; 2 — волока; 3 — изделие; 4 — захват тянущего устройства

После захвата заготовка протягивается усилием P через волоку и становится тоньше и длиннее (рис. 43). В волоке возникают силы реакции N , направленные по нормали к образующей канала, которые и обжимают металл заготовки. Одновременно на заготовку действуют силы трения T , направленные в сторону, противоположную направлению волочения. После волочения изделие приобретает высокую точность размеров, высокий класс чистоты поверхности, повышаются его прочностные свойства, а также благодаря холодной пластической деформации принимает размеры и форму наименьшего сечения канала волоки. Длина изделий может достигать нескольких километров.

Волочильным переделом на предприятиях проволока изготавливается в соответствии с требованиями ТУ 16–705.492–2005 «Проволока медная круглая электротехническая» диаметром 1,04...4,50 мм. Установлены следующие марки проволоки: МТ — медная твердая; ММ — медная мягкая; МС — медная для воздушных линий связи; МТЭ — медная твердая для эмалирования; ММЭ — медная мягкая для эмалирования; МТБ — медная твердая из бескислородной меди; ММБ — медная мягкая из бескислородной меди.

Технологический процесс производства медной проволоки включает в себя следующие основные операции:

- отдача медной катанки с бунтов на волочильную машину;
- волочение катанки на волочильной машине без скольжения;

- непрерывный рекристаллизационный отжиг проволоки на приставке резистивного отжига (волочение и отжиг проволоки может происходить в режиме единого процесса);
- прием проволоки на шпулер или койлер;
- обвязка, взвешивание и упаковка бухт;
- складирование и отгрузка готовой продукции.

Проволока марок МТ, ММ, МТБ ММБ изготавливается номинальным диаметром 0,0125...2,80 мм. Поверхность проволоки должна быть чистой. На поверхности проволоки не допускаются царапины, риски, забоины, заусенцы, раковины, плены и надрывы, а также дефекты, обусловленные технологией производства и выводящие диаметр за предельные отклонения.

Временное сопротивление проволоки марок МТ, МТБ и МТЭ и относительное удлинение при разрыве проволоки марок ММ, ММБ и ММЭ должны соответствовать справочным значениям (табл. 11).

Таблица 11

**Регламентированное удельное электрическое сопротивление медной проволоки,
Ом·м·10⁻⁶, не более**

Номинальный диаметр, мм	Марка проволоки			
	ММ, ММЭ	ММБ	МТ, МТЭ, МС	МТБ
До 1,00	0,01724	0,01720	0,01800	0,01790
1,00... 2,44	0,01724	0,01720	0,01780	0,01770
2,44... 7,00	0,01724	0,01720	0,01770	0,01760
7,00... 16,00	0,01724	0,01720	0,01770	0,01755

3.1.4. Термическая обработка

Полуфабрикаты из меди подвергаются двум видам термической обработки: отжигу для уменьшения остаточных напряжений и рекристаллизационному отжигу. Температура начала рекристаллизации бескислородной меди высокой чистоты составляет 200...240 °С, а электролитической деформированной меди в зависимости от содержания кислорода — 180...230 °С.

Температура рекристаллизационного отжига и время выдержки зависят от вида и размеров деформированного полуфабриката и назначения отжига: (промежуточный между операциями деформации или окончательный).

Для ограничения накопления чрезмерной деформации на современных волочильных установках применяется непрерывный проходной отжиг. Протяжной отжиг как разновидность проходного осуществляется за счет протягивания тонкомерных полуфабрикатов через печное пространство. На многих предприятиях применяют непрерывный рекристаллизационный отжиг проволоки на приставке резистивного отжига. Сила тока отжига зависит от диаметра выпускаемой проволоки. В результате удастся производить отжиг с постоянной температурой. Также довольно часто применяют отжиг в конвейерной печи в атмосфере паров воды. Конвейерный отжиг заключается в помещении заготовки, имеющей большую массу (иногда до нескольких тонн), свернутую в бухту или в рулон, в печное пространство с выдержкой в течение длительного времени при повышенной температуре. В технологии обработки медной проволоки от параметров отжига и места его проведения по технологической цепи зависят свойства получаемой продукции.

Режимы окончательного отжига выбирают, основываясь на требуемом уровне физических и механических свойств.

3.2. Структура медной катанки и проволоки

Результатом процесса горячей прокатки является измельчение зерна и повышение степени изотропности металла. В дополнение к указанным процессам иногда рассматривают явления возврата и полигонизации, а процессы рекристаллизации описывают как многостадийные.

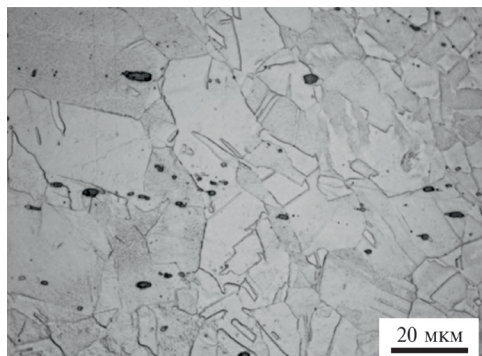


Рис. 44. Микроструктура медной Cu-ETP катанки

Одними из основных показателей структурного состояния являются размеры и форма зерен. На рис. 44 представлена зеренная структура продольного сечения катанки со средним размером зерна около 17 мкм. В теле зерна наблюдается достаточно большое количество двойников отжига, растущих от границ в виде характерных полос.

Отдельные темные включения представляют собой частицы заки-

си меди (Cu_2O) различного размера (до 5 мкм). Оксид меди присутствует в структуре слитков ЕТР меди в виде эвтектики вокруг отдельных границ зерен. В ходе процесса горячей прокатки эвтектика разбивается и деформируется продольно в направлении прокатки. В результате в конечной структуре катанки оксид меди присутствует в виде дискретных дисперсных частиц, которые равномерно распределены по всей структуре. Выделения имеют эллиптическую форму, вытянутую вдоль направления оси прокатки, и показывают взаимное строчечное распределение, которое, по-видимому, наследуется из структуры слитка. Выделения Cu_2O не привязаны к элементам структуры (границам зерен).

После холодной деформации на стадии волочения за 12 проходов структура проволоки характерна для деформированного состояния — сильно вытянутые зерна вдоль оси проволоки (оси волочения), а также видны отдельные включения частиц закиси меди (Cu_2O), которые имеют характерную строчечность вдоль направления волочения (рис. 45). Размер частиц 0,8...3 мкм. Поперечный размер зерен центральных и периферийных областей практически не отличается и лежит в пределах 1...3 мкм. В целом структурная неравномерность в объеме проволоки невелика.

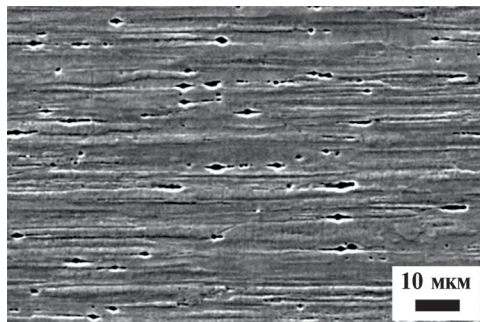


Рис. 45. Микроструктура Cu-ЕТР проволоки диаметром 1,38 мм после холодной деформации

Холодная деформация волочением Cu-ЕТР обычно завершается отжигом. Чем выше содержание кислорода в материале, тем выше способность к рекристаллизации структуры.

Структурное состояние материала после отжига зависит от параметров отжига и места его проведения по технологической цепи. На рис. 46 и 47 приведены микроструктуры медных проволок, деформированных по аналогичным маршрутам, но прошедших разный тип отжига: в конвейерной печи и контактным способом в протяжной печи. Как видно из приведенных микроструктур, при печном отжиге медной проволоки (рис. 46) достигается больший размер зерна, чем при контактном отжиге (рис. 47), при этом в первом случае характерна разнотернистость структурного строения.

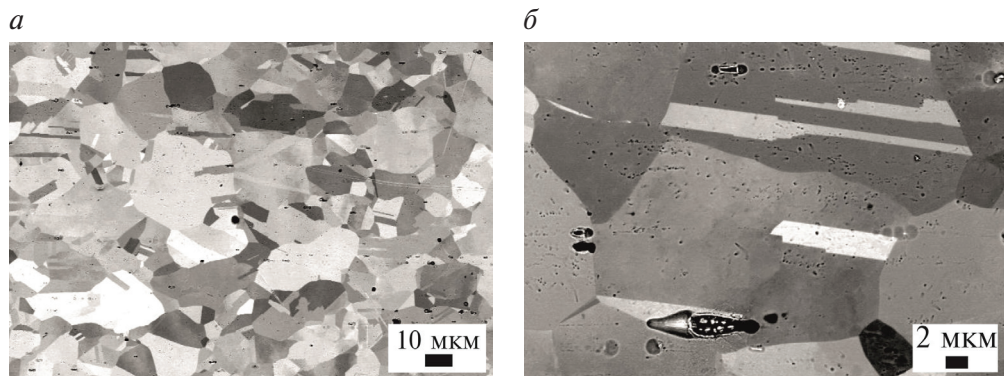


Рис. 46. Микроструктура проволоки Cu-ЕТР, отожженной в конвейерной печи при различных увеличениях:

$a - \times 400$; $b - \times 1500$

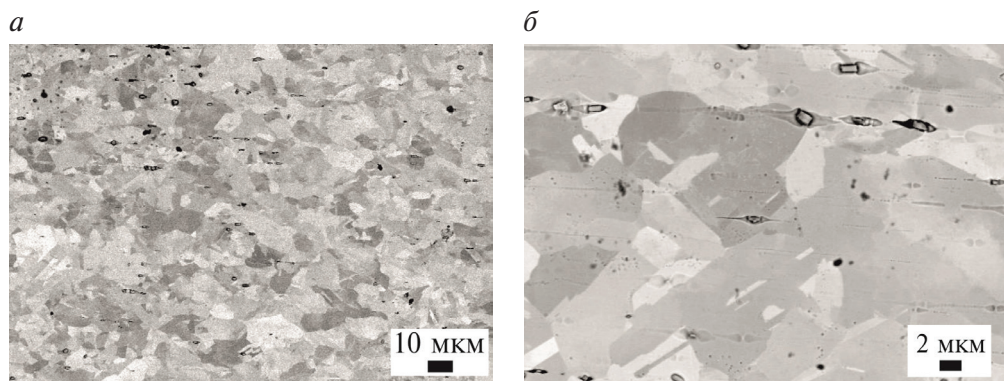


Рис. 47. Микроструктура проволоки Cu-ЕТР, отожженной контактным способом на волочильной машине при различных увеличениях:

$a - \times 400$; $b - \times 1500$

Качество отожженного металла определяется не только механическими свойствами, но и размером зерна. Размер зерна в полностью рекристаллизованной структуре довольно однороден. При неправильно установленных режимах рекристаллизационного отжига в структуре металла могут присутствовать две группы зерен разного размера. Эта так называемая двойная структура особенно нежелательна при операциях глубокой вытяжки, гибки или полировки и травления изделий.

3.3. Текстура деформации при волочении меди

Известно, что при волочении проволоки формируется аксиальная текстура. Для материала с ГЦК-структурой основной особенностью текстуры, образующейся при данном виде обработки, является то, что она состоит из двух основных компонент — $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$. Считается, что в меди при степени деформации $\epsilon = 98,5\%$ доля кристаллитов с ориентациями $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ составляет 66 и 34% соответственно. Предполагая, что определяющим фактором в формировании аксиальной текстуры в металлах с ГЦК-решеткой является энергия дефектов упаковки (ЭДУ), обычно считают, что текстура $\langle 111 \rangle$ более стабильна, чем $\langle 100 \rangle$. Так, для создания текстуры $\langle 100 \rangle$ скольжение должно происходить в равной степени в четырех из шести возможных направлений $\langle 110 \rangle$, а для появления текстуры $\langle 111 \rangle$ необходимо скольжение только в трех направлениях $\langle 110 \rangle$. Таким образом, вероятность появления текстуры $\langle 111 \rangle$ значительно больше появления $\langle 100 \rangle$.

По изменению исходной ориентации при волочении и образованию стабильных конечных ориентировок кристаллы разделены на три группы. При исходной ориентации в области II, прилегающей к углу $\langle 111 \rangle$ стереографического треугольника (рис. 48), образуется текстура волочения $\langle 111 \rangle$; при ориентации кристаллитов в области I, прилегающей к углу $\langle 100 \rangle$, образуется текстура $\langle 100 \rangle$ (рис. 48). При исходной ориентации в промежуточной области III волочение протекает с образованием полос деформации, при этом в одних частях кристалла образуется текстура $\langle 111 \rangle$, а в других — $\langle 100 \rangle$. Поворот участков кристалла к ориентировке $\langle 100 \rangle$ протекает быстрее и на более ранних стадиях деформации. На рис. 48 двойным пунктиром обозначена граница преобладания одного из компонентов в текстуре. При деформациях 90...99,5% наблюдается частичное разрушение $\langle 100 \rangle$ и усиление $\langle 111 \rangle$.

В случае компланарного скольжения ось нагружения в результате растяжения совмещается с направлением $\langle 111 \rangle$, а в случае поперечного скольжения ось нагружения совмещается с направлениями $\langle 112 \rangle$ и $\langle 113 \rangle$. Для некоторых ориентировок возможно действие так называемой критической системы скольжения. Для ГЦК-кристаллов такой системой является $(\bar{1}11)[101]$. В этом случае ось нагружения однозначно совмещается с направлением $[001]$. Результаты рассмотренных поворотов кристаллической решетки сведены в табл. 12.

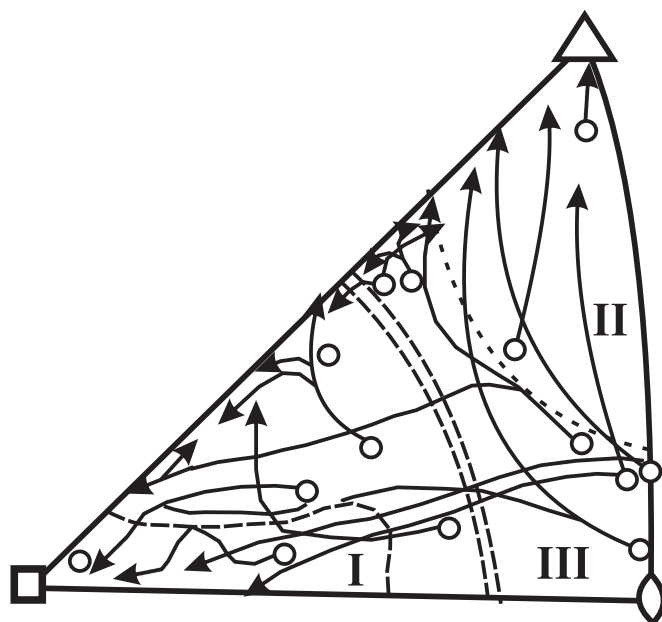


Рис. 48. Изменение ориентации кристаллитов при волочении до 90 % [50]

Таблица 12

**Теоретические текстуры одноосного растяжения в условиях плоской деформации
ГЦК-кристаллов для различных вариантов скольжения**

Скольжение	Тип системы скольжения	Образующаяся текстура
Первичное с компланарным	$\{111\}\langle 110 \rangle$	$\langle 111 \rangle$
Первичное с поперечным	$\{111\}\langle 110 \rangle$	$\langle 112 \rangle$ и $\langle 113 \rangle$
Критическое с поперечным	$\{111\}\langle 110 \rangle$	$\langle 001 \rangle$

Отношение интенсивностей компонент текстуры $\langle 111 \rangle$ к $\langle 100 \rangle$ может меняться с обжатию, накоплением энергии дефектов материала, температурой деформации и т. д. Количественные изменения компонент аксиальной текстуры при волочении монокристаллической медной проволоки показаны на рис. 49. В $\langle 110 \rangle$ монокристалле объемная доля компоненты $\langle 111 \rangle$ резко увеличивается приблизительно до 60 % при напряжении 0,94 и далее остается стабильной. При этом объемная доля компоненты $\langle 100 \rangle$ при напряжении свыше 0,94 постепенно увеличивается приблизительно до 30 %. Другими словами, при напряжении свыше 0,94 компонента $\langle 110 \rangle$ сменяется на $\langle 111 \rangle$ или $\langle 100 \rangle$ через $\langle 221 \rangle$ или $\langle 210 \rangle$ соответственно.

Иная картина наблюдается в $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ монокристаллах. В $\langle 100 \rangle$ монокристаллической проволоке при напряжениях свыше 0,58 наблюдается компонента $\langle 112 \rangle$ (рис. 49, б), при напряжении больше, чем 1,96, наблюдается компонента $\langle 111 \rangle$ и ее объемная доля резко возрастает с напряжением. Можно предположить, что $\langle 111 \rangle$ текстура развивается из $\langle 100 \rangle$ через $\langle 112 \rangle$ и при высоких напряжениях конечная текстура также представляет собой $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ компоненты. В $\langle 111 \rangle$ монокристаллической проволоке при напряжении свыше 1,96 большинство полос деформации с направлением оси, отклоняющимся от начальной ориентации $\langle 111 \rangle$, исчезает и хорошо развивается компонента $\langle 111 \rangle$. Небольшое количество компоненты $\langle 100 \rangle$ наблюдается в области близкой к поверхности (рис. 49, в).

Установлено, что с увеличением напряжения объемная доля $\langle 100 \rangle$ текстуры уменьшается, но увеличивается доля $\langle 111 \rangle$ компоненты. Таким образом, $\langle 100 \rangle$ является только промежуточной компонентой текстуры, а $\langle 111 \rangle$ является заключительной.

Различие в отношении интенсивностей компонент текстуры $\langle 111 \rangle$ к $\langle 100 \rangle$ может быть вызвано разной стабильностью ориентаций. Показано, что объемная доля $\langle 111 \rangle$ текстурной компоненты увеличивается

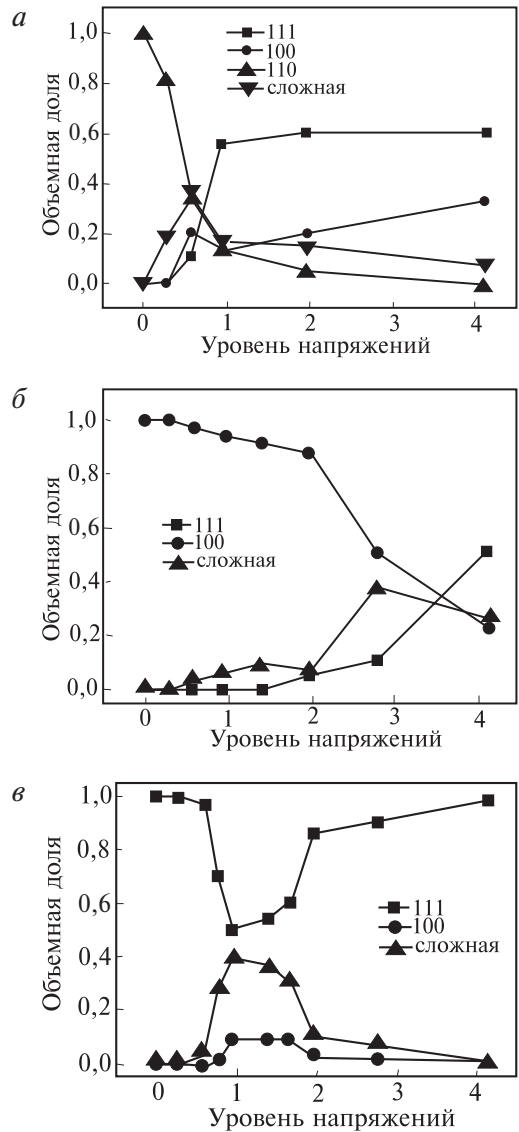


Рис. 49. Изменение объемной доли аксиальной текстуры при волочении монокристаллической медной проволоки: а — $\langle 110 \rangle$ монокристалл; б — $\langle 100 \rangle$ монокристалл; в — $\langle 111 \rangle$ монокристалл [52]

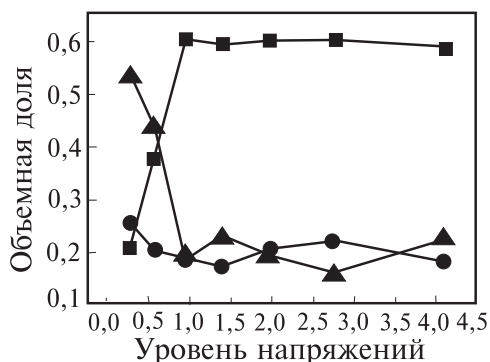


Рис. 50. Изменение объемной доли компонент текстуры при волочении с изменением степени деформации:

■ — $\langle 111 \rangle$; ● — $\langle 100 \rangle$; ▲ — сложная

ется с деформацией. Однако, когда деформация выше критического значения, можно определить значение насыщения объемной доли $\langle 111 \rangle$ текстурной компоненты. Для медной проволоки установлено, что величина насыщения составляет около 60 %. Развитие текстуры в проволоке и критическая деформация зависят от исходной микроструктуры. Для медных проволок с равноосными зёрнами критическое напряжение составляет около 1,3. Тем не менее сле-

дует отметить, что развитие текстуры может сопровождаться появлением комплексной текстурной компоненты (направление текстуры удалено и от $\langle 111 \rangle$, и от $\langle 100 \rangle$). Например, для проволоки с исходной микроструктурой, представленной равноосными зёрнами, объемная доля комплексной текстуры составляет ~10 % после достижения насыщения компоненты $\langle 111 \rangle$ (рис. 50) [53].

Таблица 13

Соотношение текстур в различных медных полуфабрикатах

Исходное состояние и текстура	Способ деформации	Степень деформации, %	Соотношение текстур, %	
			$\langle 111 \rangle$	$\langle 100 \rangle$
Литая заготовка чистотой 99,999 %, текстура (100), диаметр 9,6 мм	Волочение	56,0	—	100
		93,0	10	90
		98,0	5	95
Медь электролитическая без текстуры	Волочение	98,5	66	34
Катанка	Волочение	98,0	75	25
		98,7	72	28
		99,0	65	35
	Реверсивное волочение	98,0	92	8
		98,7	88	12
		99,0	80	20

Таким образом, волочение проволоки при деформациях выше 40 % делает текстуры явными. В табл. 13 приведены соотношения текстур для различных полуфабрикатов.

Многие отмечают, что в процессе волочения наряду с формированием $\langle 111 \rangle$ текстурной компоненты наблюдают компоненту $\langle 112 \rangle$, которая в свою очередь считается метастабильной. Так как угол отклонения между данными текстурными компонентами небольшой и $\langle 111 \rangle$ является более стабильной, чем $\langle 112 \rangle$, то нередко при расчетах объемной доли текстурных компонент $\langle 112 \rangle$ компоненту относят к $\langle 111 \rangle$. Также отмечают, что $\langle 112 \rangle$ аксиальная текстура формируется при небольших степенях деформации из начальной ориентации $\langle 100 \rangle$ в приповерхностном слое проволоки, а при увеличении степени деформации области с $\langle 112 \rangle$ компонентой могут возникать в центральной части проволоки на границе $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ текстур. Текsturную компоненту $\langle 112 \rangle$, как правило, считают переходной в процессе рекристаллизации исходной $\langle 111 \rangle$ текстуры, но появление $\langle 112 \rangle$ компоненты на периметре проволоки можно интерпретировать как эффект отжига за счет нагрева поверхности во время трения в течение операции волочения, но необходимо исследовать данную возможность. В свою очередь появление компоненты $\langle 112 \rangle$ в периферийной области можно связать с действием в этой области трех систем деформации: растяжения, сжатия и сдвига, — в отличие от центральной области, в которой действуют только две системы — сжатия и растяжения.

Во время процесса холодного волочения геометрия деформации и трение между проволокой и волокой могут вызвать неоднородное распределение сдвиговых напряжений вдоль радиального направления проволоки. Исследования Д. Ли и Х. Парка и др. [54] показали, что сдвиговые напряжения можно не учитывать в центре проволоки и что они возрастают с расстоянием от центра проволоки к краю. Неравные сдвиговые напряжения приводят к неоднородному распределению компонентов аксиальной текстуры вдоль радиального направления протянутой проволоки.

Грачев В. В. и др. [55] установили, что структура после волочения является неоднородной по сечению образца, так как условия деформации были неоднородными. В случае резко выраженного градиентного строения поперечное сечение образца разбивается на три зоны:

- тонкая поверхностная зона;
- промежуточная зона, занимающая основной объем материала;
- центральная зона, имеющая объем меньше промежуточной зоны, но больше поверхностной.

В целом по мере увеличения степени деформации в исследуемых материалах основная цепочка структурных превращений в дислокационном ансамбле такова: хаос → сетки → ячейки → фрагменты. При этом фрагменты как более крупные образования могут либо содержать, либо не содержать дислокационные субструктуры (сетчатую или ячеистую). В исходном состоянии при низкой скалярной плотности дислокаций наблюдается хаотическая дислокационная субструктура. Рост плотности дислокаций приводит к образованию сетчатой субструктуры, затем ячеистой и, наконец, фрагментированной.

При высоких напряжениях значительная объемная доля компоненты $\langle 100 \rangle$ находится в приповерхностном слое, а компонента $\langle 111 \rangle$ находится в центре [52]. Это указывает на то, что сдвиговые напряжения выгодны для формирования $\langle 100 \rangle$ аксиальной текстуры и что $\langle 111 \rangle$ становится устойчивой в соответствии с нехваткой сдвиговых напряжений.

Парк Х. и др. [54], используя моделирование, основанное на теории вращения кристалла и конечных элементов, также показали, что вклад сдвиговых напряжений к течению металла уменьшается с увеличением напряжения и это связано с упрочнением. Таким образом, ожидается, что распределение компонентов аксиальной текстуры вдоль радиального направления проволоки может меняться в зависимости от напряжения.

С помощью ДОЭ-анализа показано, что в центре деформированной проволоки после 10 проходов волочения формируется двухкомпонентная аксиальная текстура $\langle 100 \rangle + \langle 111 \rangle$, характерная для меди после волочения (преобладание синего и красного цветов, согласно ориентационному треугольнику). Всем известное классическое соотношение 40 на 60 % реализуется только в центральной области проволоки (рис. 51).



Рис. 51. Карта ориентации кристаллитов поперечного сечения проволоки Cu-ETP на стадии «грубого» волочения вдоль направления деформации

При удалении от центра происходит переход — направления $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ смещаются по стороне стереографического треугольника $111-100$ в область ориентаций $\langle 335 \rangle - \langle 112 \rangle$ (розовый и фиолетовый цвет).

В результате проведения текстурного анализа было установлено, что текстура материала после 10 проходов волочения в пределах всего изделия является сложной аксиальной.

На рис. 52 представлены полюсные фигуры для поперечного сечения медной проволоки ориентаций $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ при различных радиальных координатах. Из полюсных фигур видно, что во всех случаях наиболее сильной ориентацией является $\langle 111 \rangle$. В центре проволоки текстура строго аксиальная, а при перемещении к периферии угол наклона направления $\langle 111 \rangle$ от оси проволоки увеличивается. Наличие отдельных рефлексов на ППФ периферийных областей говорит о появлении частично ограниченной текстуры типа $\{110\}\langle 211 \rangle$.

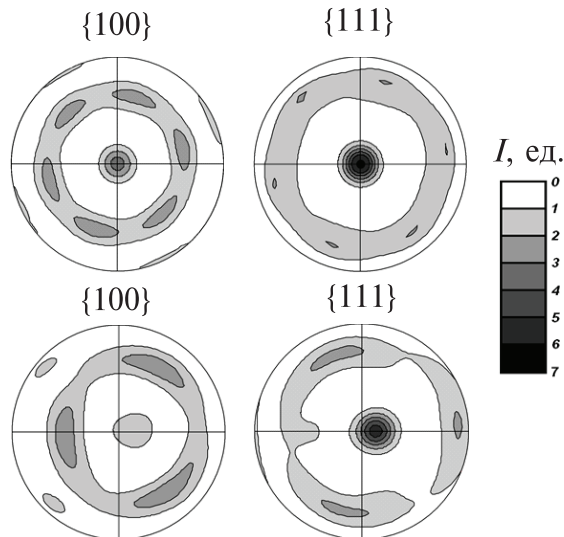


Рис. 52. ППФ поперечного сечения деформированной медной проволоки:

$a - r/R = 0$; $b - r/R = 0,86$

Таким образом построены ФРО в относительных радиальных координатах по всему сечению образца медной проволоки диаметром 1,65 мм (коэффициент вытяжки 23,51) для распределения текстурных компонент по радиусу (рис. 53).

В центральной области проволоки ($r/R = 0 \dots 0,2$) текстура представлена сильно выраженными компонентами $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. С изменением относительной радиальной координаты аксиальная компонента $\langle 100 \rangle$ переходит в ограниченную компоненту $\{110\}\langle 100 \rangle$, которая по мере удаления от центра сдвигается в область $\{111\}\langle 112 \rangle$.

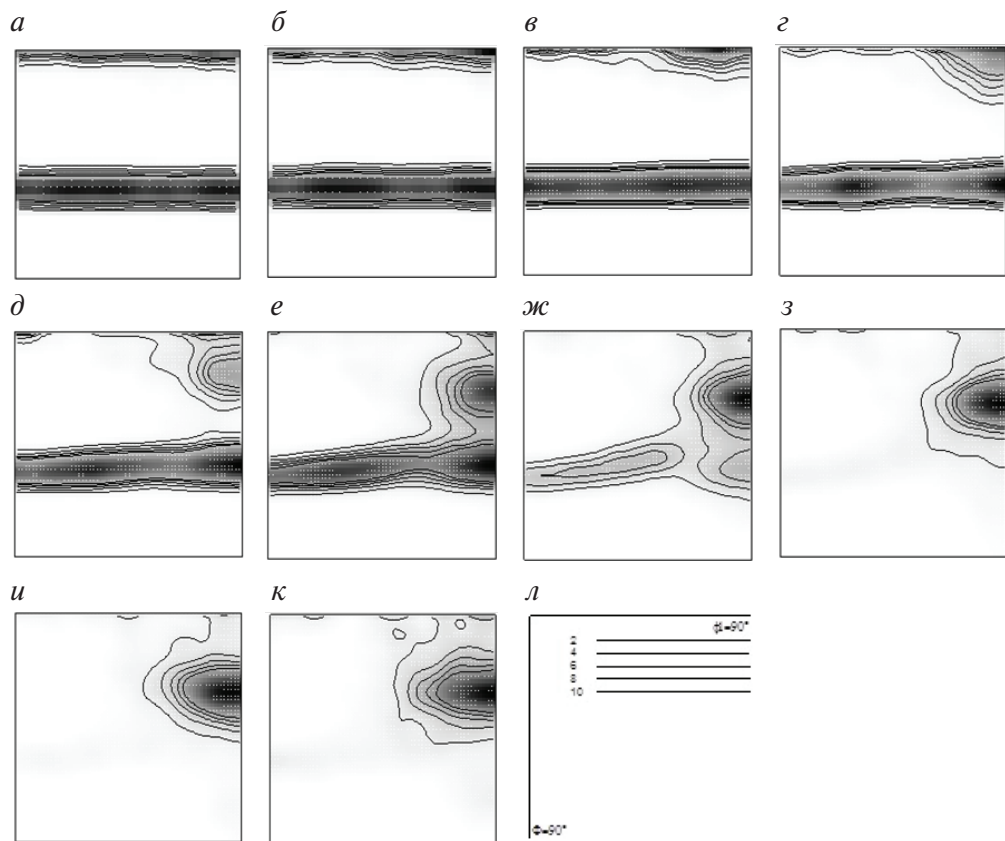


Рис. 53. ФРО по радиусу для проволоки диаметром 1,65 мм ($\varphi_2 = 45^\circ$):

$a - r/R = 0$; $б - r/R = 0,1$; $в - r/R = 0,2$; $г - r/R = 0,3$; $д - r/R = 0,4$; $е - r/R = 0,5$; $ж - r/R = 0,6$; $з - r/R = 0,7$; $и - r/R = 0,8$; $к - r/R = 0,9$; $л -$ эйлеровы координаты (Φ, Φ_1) и уровни интенсивности полюсной плотности

При увеличении относительной радиальной координаты происходят изменения и с аксиальной компонентой $\langle 111 \rangle$. В волокне $\langle 111 \rangle$ наибольшую устойчивость имеет ориентация $\langle 112 \rangle$. При $r/R = 0,7$ происходит окончательный переход в область ориентаций $\{111\}\langle 112 \rangle$. Таким образом, периферия проволоки представлена лишь компонентой $\{111\}\langle 112 \rangle$ и текстурные составляющие представляют собой неравномерную смесь по всему радиусу проволоки, так как присутствуют в различных областях полуфабриката.

В работе [56] был осуществлен расчет напряженно-деформированного состояния методом конечных элементов, и было показано, что очаг деформации при волочении неоднороден, в нем значительно

изменяются скорости деформации, оси главных удлинений имеют различные углы наклона при перемещении вдоль радиуса заготовки. Также было выявлено, что деформации нарастают от середины заготовки к периферии, что объясняется возникновением дополнительных сдвигов.

В целом проволоку после волочения можно представить в виде композиционного материала, в котором центральная зона (*A*) представляет собой волокна с ориентациями $\langle 100 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ в соотношении 40 и 60 %. Следующий слой (*B*) представляет собой ориентацию $\langle 111 \rangle$ и периферийный (*C*) — $\langle 211 \rangle$ (рис. 54).

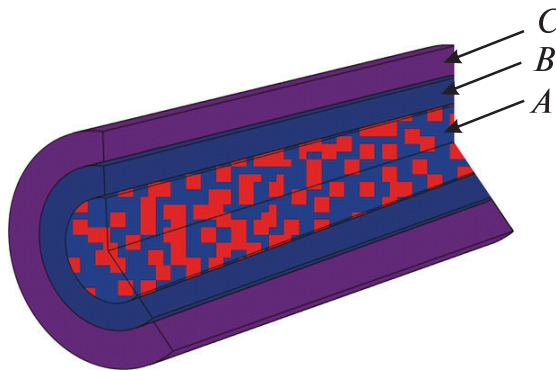


Рис. 54. Схема текстурного состояния медной проволоки

Изменение текстуры по радиусу проволоки связано с особенностями деформации в этом методе обработки металла.

3.4. Текстура деформации при прокатке меди

При деформации металлов прокаткой напряженное состояние отвечает трехосному сжатию с неравными величинами главных напряжений вдоль трех осей. Известно, что при прокатке металлов с решеткой того или иного типа получается определенный набор стабильных и нестабильных ориентировок. В ранних работах текстура холоднокатаной меди описывалась как совокупность идеальных ориентаций $\{110\}\langle 112 \rangle$ и $\{112\}\langle 111 \rangle$. Позднее предлагалось описывать текстуру одной идеальной ориентацией $\{358\}\langle 523 \rangle$, двумя ориентациями

{110}<112>, {358}<523> или {123}<412>, {146}<211>, либо ориентацией {112}<111> и четырьмя другими со сложными индексами, либо, наконец, двумя текстурами с центрами рассеяния около ориентаций {110}<112> и {112}<111> [51]. В работе [57] показано, что с увеличением степени деформации в меди происходит обострение основных компонент текстуры прокатки {135} <211>; {112} <111>; и {011} <211>.

3.5. Рекристаллизация холоднодеформированной меди

Как известно, целью проведения рекристаллизационного отжига является восстановление пластических характеристик металла и его разупрочнение.

Разупрочнение меди при отжиге происходит при температурах выше 150 °С, а рекристаллизация начинается при 200...230 °С, что соответствует 0,35...0,37 от ее температуры плавления по абсолютной шкале. Однако в производственных условиях температуры повышают до 500...600 °С для сокращения времени процесса и гарантии его завершения. Отмечается, что при наличии высоких степеней деформации удастся снизить температуру рекристаллизации до 175 °С. Таким образом, применение высоких степеней нагартовки при обработке давлением позволяет выйти на такие температурные режимы отжига, при которых не происходит значимого окисления поверхности изделия.

На последних стадиях деформации меди протекают спонтанная полигонизация и рекристаллизация. При наличии в меди включений, например закиси меди, ее деформирование сопровождается большой неоднородностью, в связи с чем разупрочнение наблюдается раньше [58].

В результате рекристаллизации волокнистая структура сменяется полиэдрической с большим числом двойников отжига. Обычно отмечается, что определенная текстура деформации преобразуется в соответствующую текстуру рекристаллизации при отжиге. Считается, что у чистого материала (более 99,94 %) с ГЦК-решеткой после волочения в сердцевине проволоки сохраняется текстура деформации и несколько усиливается компонента <100>. В табл. 14 приведено влияние исходной текстуры на текстуру рекристаллизации. Однако все еще невозможно точно предсказать текстуру отжига новой

или неизвестной текстуры деформации. Причина этой неуверенности находится в нехватке знаний о важных микроструктурных деталях деформированного состояния и о процессе рекристаллизации вообще. Незначительные детали деформированного состояния могут стать важными факторами во время рекристаллизации, поскольку такая неоднородность может служить участками образования зародышей рекристаллизации.

Таблица 14

Влияние исходной текстуры на текстуру рекристаллизации [57]

Исходная текстура	Степень деформации, %	Конечная текстура после отжига при температуре, °C		
		200	400	600
<100>	10,0...90,0	Не рекристаллизуется или беспорядочная ориентация	<211>	<211>
<100>	90,0...99,7	<100>	<100>	(100+200+111)
<112>	10,0...90,0	Не рекристаллизуется или беспорядочная ориентация	<211>	Беспорядочная ориентация
<112>	90,0...99,7	<100>	<100>	<111>
<111>	10,0...90,0	Не рекристаллизуется	Беспорядочная ориентация	-
<111>	90,0...99,7	<100>	<100> начало рекристаллизации	<111>

Зародышеобразование — важный фактор в рекристаллизации, но он не обязательно доминирует над развитием микроструктуры и текстуры. Фактически, даже ориентации с высокой степенью образования зародышей могут остаться совершенно незаметными в текстуре рекристаллизации, если их скорости роста являются слишком маленькими. Скорость роста анизотропна и поэтому находится строго под влиянием ориентации зародышей относительно окружающей среды, в которой они растут [59].

Текстура рекристаллизации плоской деформации холоднокатаной меди обычно характеризуется формированием острой «текстуры куба» {100}<001>. Однако механизм такого формирования все еще обсуждается. Были предложены две отдельных теории, чтобы составить представление о формировании текстуры рекристаллизации после

холодной прокатки и последующего отжига: ориентационная теория образования зародыша, ориентационная теория роста или комбинации двух теорий [60].

В ориентационной теории образования зародыша рекристаллизации считается, что зерна, которые имеют ориентацию куба, существуют в деформированной матрице и подвергаются более быстрому восстановлению, чем зерна других ориентаций. Зерна с «кубической» ориентацией, таким образом, создают самые ранние зародыши, которые могут впоследствии расти с помощью миграции высокоугловых границ.

В основу ориентационной теории роста легло положение о том, что текстура рекристаллизации определена зернами, которые сориентированы так, что наиболее быстро прорастают в деформированную структуру. Данная теория зависит от того факта, что подвижность границ и их скорость находятся строго под влиянием разориентации. Обнаружено, что подвижность и скорость границ в меди максимальна тогда, когда у мигрирующей границы присутствует разориентация в $30...40^\circ$ от общей оси $\langle 111 \rangle$.

Ли Д. Н. предложил [60] модель для развития текстур рекристаллизации. В этой модели направление абсолютного максимального внутреннего напряжения, наведенного во время деформации, параллельно минимальному упругому направлению модуля в рекристаллизованных зернах, в результате чего выделение энергии напряжения во время рекристаллизации может быть максимизировано. Для однозначного определения текстуры рекристаллизации должны быть известны другие ориентационные соотношения между матрицей и рекристаллизованными зернами. Нужно отметить, что данная модель основана на том, что сохраненная энергия дислокаций — движущая сила для рекристаллизации, и не может относиться к системе с небольшой плотностью дислокаций.

Широкий обзор методов исследования рекристаллизации представлен в работе С. С. Горелика [61]. Известен также метод изучения рекристаллизации, в котором были использованы нагартовка и нагрев образца, проведена дифференциальная сканирующая калориметрия или измерена микротвердость [62]. С помощью данного метода была исследована кинетика рекристаллизации меди в диапазоне температур $300...380^\circ\text{C}$ для холоднодеформированного состояния, полученного листовой прокаткой до относительного обжатия 70 %.

В работе [63] изучали роль двойникования при рекристаллизации в диапазоне температур 155...200 °С бескислородной высоконагартованной меди марки OFHC. Был отслежен механизм эволюции границ зерен меди при отжиге и построены зависимости, характеризующие кинетику отжига. Однако в исследовании не удалось получить текстурные зависимости из-за особенностей предварительной деформации, в качестве которой применен метод равноканального углового прессования.

В работах [64–66] рассмотрено изменение текстуры меди с различным содержанием примесей при отжиге после небольшого относительного обжатия до 38 %. Для меди марки Cu-ETP с малым количеством примесей при увеличении времени отжига ощутимо уменьшалось количество текстурных составляющих $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$. Однако объем составляющей $\langle 111 \rangle$ к моменту достижения рекристаллизованного состояния уменьшался в 2,6 раза, а объем составляющей $\langle 100 \rangle$ — только в 1,3 раза. Данные объемы в конце отжига оказывались примерно равными. Очевидно, что текстурная ориентация $\langle 100 \rangle$ остается более устойчивой против теплового воздействия.

Увеличение объемного содержания текстуры $\langle 100 \rangle$ при отжиге холоднокатаного медного листа отмечено также авторами работы [67], в которой указано, что температурный интервал рекристаллизации бескислородной меди марки OFE сильно зависит от относительного обжатия ε : для $\varepsilon = 70\%$ он составляет 150...300 °С, а для $\varepsilon = 90\%$ составляет 100...140 °С. Если деформация достигает 90 %, то при отжиге происходит чрезвычайно интенсивный рост текстурной ориентации $\langle 100 \rangle$ и рост занимаемого ею относительного объема от 10 до 85 %.

Следует отметить, что в проведенных исследованиях не сделан акцент на описание зонного текстурного строения высоконагартованной медной проволоки.

На рис. 55 представлено текстурное состояние образца проволоки диаметром 1,8 мм, отожженного в промышленных условиях контактным способом в стандартных условиях. Установлено, что проведение отжига приводит к формированию текстуры рекристаллизации схожей с текстурой деформации. При этом отжиг не устраняет зонального распределения текстурных компонент по радиусу образца.

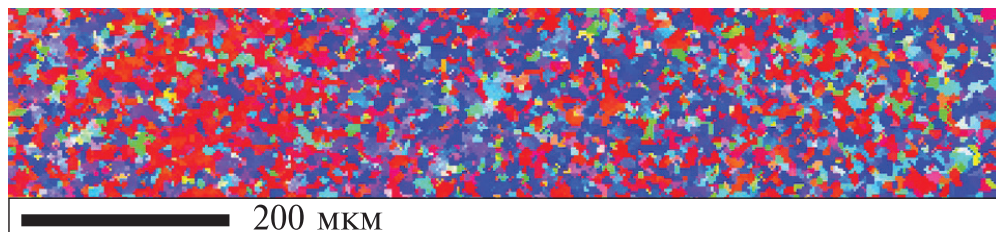


Рис. 55. Карта ориентации кристаллитов в направлении деформации для образца проволоки диаметром 1,8 мм, отожженного в промышленных условиях (слева — центр, справа — край образца)

3.6. Анизотропия свойств меди

Как говорилось ранее, для холоднотянутой медной проволоки характерно наличие предпочтительных текстурных ориентаций $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, которые резко отличаются модулем упругости, соответственно 190 и 67 ГПа. При этом волочении меди характеризуется немонотонностью изменения текстуры по проходам волочения. Исследования, выполненные в МИСиСе [68], показали, что в зависимости от количества проходов РКУ прессования 1, 4, 8 модуль упругости высоконагартованной меди составляет ~92, 105, 100 ГПа соответственно, что связано с текстурным состоянием.

Упругие свойства изотропного материала характеризуются модулем нормальной упругости E (модуль Юнга), сдвига G и объемного сжатия $E_{\text{сж}}$, а также величиной отношения поперечной и продольной упругой деформации, т. е. коэффициентом Пуассона μ . Эти характеристики упругих свойств связаны между собой $E_{\text{сж}} \approx E$; $G \approx 3/8 E$. Для большинства металлов абсолютное значение коэффициента Пуассона мало отличается от $1/3$, в частности для меди оно составляет $\mu = 0,33$.

Статистически усредненные значения характеристик упругости при 20 °С, по данным многочисленных исследований, представлены ниже с указанием стандартных отклонений:

$$E = (123,5 \pm 0,7) \text{ ГПа},$$

$$E_{\text{сж}} = (140,2 \pm 3,9) \text{ ГПа},$$

$$G = (45,4 \pm 1,2) \text{ ГПа},$$

Константы упругости монокристаллов меди зависят от кристаллографических направлений. У поликристаллов квазиизотропной меди вследствие произвольной ориентации зерен эти константы усредняются (табл. 15).

Таблица 15

Значение модулей упругости и коэффициента Пуассона меди при температуре 20 °С [69]

Состояние	Направление кристаллической решетки	E , ГПа	G , ГПа	$E_{сж}$, ГПа	μ
Монокристаллическое	$\langle 111 \rangle$	210	34	—	—
	$\langle 100 \rangle$	68	61	—	—
	$\langle 110 \rangle$	126	38	—	—
Поликристаллическое	—	115... 125	42... 46	139	0,32... 0,34

Наличие текстуры может значительно изменить модуль упругости. Даже наличие умеренной текстуры может привести к значительной анизотропии в упругом поведении. Также они показали, что рекристаллизация восстанавливает изотропность упругих свойств.

В поликристаллических системах необходимо учитывать распределение кристаллографических ориентаций в отдельных зернах и их совместное влияние на пластичность материала. Количественная характеристика текстуры является критически важной, так как текстура, сформировавшаяся на начальных стадиях обработки материала, может повлиять на последующую операцию обработки за счет анизотропности свойств текучести. Чтобы понять характер процесса деформации в тонких проволоках, важно количественно оценить характер текстурной однородности по поперечному сечению проволоки.

Значение модуля упругости деформированной проволоки составило 155 ГПа, что выше значений модуля для анизотропного состояния на 30 ГПа и, в свою очередь, подтверждает наличие текстурованности с основными компонентами $\langle 211 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$.

Изменение текстурного состояния в результате рекристаллизационных процессов должно отражаться в показателях модуля упругости. На рис. 56 показана зависимость величины модуля упругости от температуры нагрева. Поведение линии графика при умеренных темпе-

ратурах (примерно до 200 °С) свидетельствует о плавном понижении модуля упругости, что характерно для зависимостей показателя упругости многих материалов. Однако выше отмеченного предела градиент уменьшения функции резко возрастает, что говорит о начале структурной и текстурной перестройки металла, когда ориентация рекристаллизованного зерна отдаляется от высокомодульных направлений. В итоге достигаемый уровень значений оказывается ниже значений для изотропных состояний. При температурах нагрева выше 300 °С значения E возрастают с образованием второго максимума, который, по-видимому, также связан с процессами рекристаллизации.

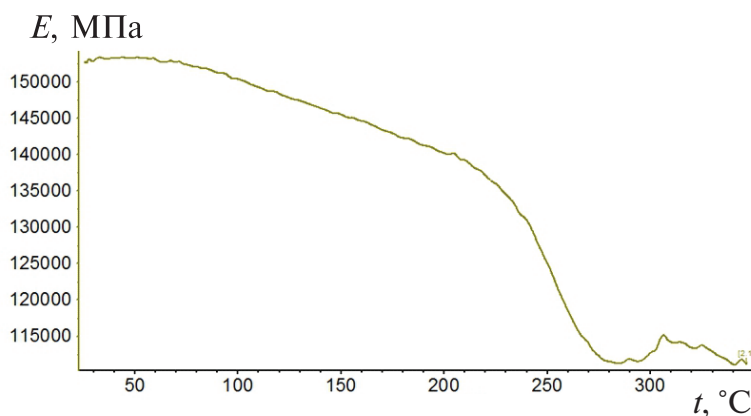


Рис. 56. Зависимость модуля упругости от температуры нагрева

3.7. Покрyтия электротехнической медной проволоки

В условиях окружающей среды на меди всегда образуется оксидная пленка, которая может служить естественной защитой от коррозии. Но также наличие оксидной пленки может быть весьма вредным, так как она может привести к образованию дефектов во время нанесения специальных покрытий, чрезмерному износу проволоки при дальнейшем переделе полуфабрикатов, недостаточной спайке и плохой адгезии между эмалью и медью.

Существуют современные технологии наложения металлических покрытий на медную проволоку гальваническим методом (*WRT*-

технология). За счет наложения защитных металлических покрытий медная проволока приобретает свойства, дополняющие ее исходные характеристики. Гальваническим способом наносят на проволоку покрытия из олова, серебра, никеля.

Никелированная медная проволока применяется для изготовления нагревостойких проводов в целях повышения стойкости к окислению. Покрытие из серебра защищает от окисления высокочастотные медные токоведущие элементы. Для обмоток маслонаполненных трансформаторов используют луженую медную проволоку.

Луженая медная проволока отличается еще большей защищенностью от любых внешних воздействий, чем обычная проволока из меди — за это «отвечает» внешнее покрытие проволоки оловом. Лужение производят чистым оловом или его сплавами со свинцом. Именно олово предохраняет проволоку от различных коррозионных процессов, придавая ей при этом дополнительную прочность на разрыв и исключая возможность слома проволоки при ее перегибе. Как правило, лужение при изготовлении проволоки выполняется гальваническим методом. Данный способ лужения позволяет наносить на поверхность проволоки тончайшее сплошное покрытие из расплавленного олова (1...20 мкм), при этом толщина покрытия получается одинаковой по всей длине проволоки, что исключает появление «двойного диаметра» проволоки, накрученной на одну катушку. Производители выпускают две разновидности луженой проволоки:

- ММЛ — проволока медная мягкая луженая;
- МТЛ — проволока медная твердая луженая.

Основное отличие этих типов проволоки друг от друга состоит в их способности к изгибам — мягкая проволока легче перегибается, чем твердый образец, имеющий аналогичный диаметр.

Приведем особенности производства медной луженой проволоки.

Для изготовления медной луженой проволоки применяется обычная медная проволока на катушке, которая проходит процедуру гальванического лужения. Данный процесс включает в себя пропуск проволоки через лудильную ванну, в которой находится расплавленное олово. Для того чтобы олово не окислялось кислородом воздуха, поверхность ванны, как правило, прикрывают веществами, не пропускающими воздух к расплаву, например в этой роли может выступать древесный уголь.

Вся процедура лужения проволоки включает в себя следующие этапы:

1. Медная проволока, установленная на специальном подающем механизме, проходит очистку. Для этого ее пропускают через особые протирочные щетки, смоченные травильным раствором, в состав которого входит хлорид цинка, получаемый при растворении цинка в гранулах в соляной кислоте с выделением пузырьков водорода.

2. Проволока погружается в лудильную ванну, в которой находится расплав олова, и на ее поверхности образуется сплошной равномерный по толщине слой этого материала. На данном этапе очень важно исключить образование на проволоке «наплывов», которые в конечном итоге могут привести к выбраковке партии проволоки из-за несоответствия ее заявленному диаметру.

3. Проволока пропускается через резиновые щетки (при диаметре, не превышающем 0,14 мм) или через волочильный механизм, в конструкции которого применяются алмазные диски для придания идеальной равномерности покрытия.

4. Проволоку охлаждают, причем скорость охлаждения должна быть достаточно высокой, что позволит добиться более плотного соединения оловянного слоя с медной поверхностью проволоки. Для этого проволоку пропускают через ванну охлаждения — емкость, заполненную водой.

5. Проволоку вновь пропускают через волочильный механизм с алмазными дисками — это помогает окончательно избавиться от возможных наплывов. Кроме того, этот этап позволяет уменьшить диаметр проволоки, если это необходимо.

6. Проволока подается на приемный механизм, где она и фиксируется на специальной катушке.

Помимо гальванических покрытий для меди используют защитные покрытия на основе полимеров и эмалей.

Медные эмалированные провода предназначены для изготовления обмотки в индуктивных элементах, трансформаторах, электродвигателях, электрогенераторах, электромагнитах и т. п.

Для изоляции обмоточных проводов с эмалевой изоляцией применяют электроизоляционные лаки, представляющие собой раствор высокомолекулярных пленкообразующих соединений в органических летучих жидкостях. При нагревании лакового покрытия на проволоке молекулярная масса пленкообразующих соединений возрастает, а растворитель испаряется, в результате чего на проводе образуется твер-

дая эмалевая пленка. Ее гибкость обеспечивается наличием в пленке жидкостей, которые не испаряются при нагреве и выполняют роль пластификаторов. Примерно 95 % всех выпускаемых проводов с эмалевой изоляцией покрыты синтетическими лаками, образующими высокопрочные эмалевые покрытия.

Более нагревостойкие эмалевые покрытия образуют лаки на основе полиэфирных смол, представляющих собой продукты поликонденсации двухосновных кислот и многоатомных спиртов. Для того чтобы улучшить стойкости проводов с полиэфирной изоляцией к тепловым ударам и повысить нагревостойкость используются модифицированные полиэфирные лаки. Для этого вводится в состав лака изоцианурат в стабилизированной форме.

Провода с изоляцией лаками по нагревостойкости соответствуют классу F (155 °С) или H (180 °С). Максимальная нагревостойкость изоляции проводов обеспечивается при использовании полиимидных соединений. Полиэфиримидные лаки имеют более высокую нагревостойкость (155...180 °С) по сравнению с полиэфирными (130 °С).

Примерно 5 % проводов выпускают с изоляцией, выполненной лаками на основе высыхающих натуральных масел (тунговое и льняное), синтетической смолы — ксиленольного копала и резината кальция, получаемого из канифоли. Растворителем лака на масляной основе является керосин.

Лаковые покрытия имеют высокие электроизоляционные параметры, но невысокие механическую прочность и стойкость к растворителям. Двухслойная изоляция проводов с эмалевой изоляцией представляет собой два различных лака, нанесенных на провод последовательно.

Для защиты провода от механических повреждений применяются покрытия на основе полиамидов — раствор поликапролактама в трикрезоле.

Список библиографических ссылок

1. Редикульцев, А. А., Цырлин, М. Б. Производство электротехнических сталей: вчера, сегодня, завтра // Бюл. «Черная металлургия». — 2013. — № 1. — С. 44–63.
2. Кекало, И. Б., Самарин, Б. А. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами. — М. : Металлургия, 1989. — 496 с.
3. Казаджан, Л. Б. Магнитные свойства электротехнических сталей и сплавов / под ред. В. Д. Дурнева. — М. : Наука и технологии, 2000. — 224 с.
4. Новые материалы / Анциферов В. Н. [и др.]; под ред. Ю. С. Карабасова. — М. : МИСИС, 2002. — 736 с.
5. Иванов, И. И. Соловьев, Г. И., Фролов, В. Я. Электротехника и основы электроники. — М. : Лань, 2012. — 736 с.
6. Зайкова, В. А., Старцева, И. Е., Филиппов, Б. Н. Доменная структура и магнитные свойства электротехнических сталей. — М. : Наука, 1992. — 272 с.
7. Киттель, К. Физическая теория доменной структуры ферромагнетиков // Успехи физических наук. — 1950. — Т. XLI, № 4. — С. 453–542.
8. Ванчиков, В. А., Бочков, Н. Г., Молотиллов, Б. В. Основы производства изотропных электротехнических сталей. — М. : Металлургия, 1985. — 271 с.
9. Миндлин, Б. И., Настич, В. П., Чеглов, А. Е. Изотропная электротехническая сталь. — М. : Интермет Инжиниринг, 2006. — 240 с.
10. Лобанов, М. Л., Русаков, Г. М., Редикульцев, А. А. Электротехническая анизотропная сталь. Часть I. История развития // МиТОМ. — 2011. — №.7. — С. 18–25.
11. Лобанов, М. Л., Русаков, Г. М., Редикульцев, А. А. Электротехническая анизотропная сталь. Часть II. Современное состояние // МиТОМ. — 2011. — №.8. — С. 3–7.
12. Gavrila, H., Ionita, V. Crystalline and amorphous soft magnetic materials and their applications — status of art and challenges // Journal of Optoelectronics and Advanced Materials. — 2002. — Vol. 4, No. 2. — P. 173–192.

13. Судзуки, К., Фудзимори, Х., Хасимото, К. Аморфные металлы : пер. с япон. — М. : Metallurgy, 1987. — 328 с.
14. Hasegawa, R. Advances in amorphous and nanocrystalline materials // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. — 2012. — Vol. 324. — P. 3555–3557.
15. Barret, W. F., Brown, W., Hadfield, R. A. Conductivity and permeability of iron alloys // Royal Dublin Society Transactions (2). — 1900. — Vol. 7. — P. 87–126.
16. US Patent № 745829. Magnetic composition and method of making same / Hadfield R. A. — 01.12.1903.
17. Тагучи, С. Современное состояние развития электротехнических сталей // Тэцу то Хагане. — 1976. — Т. 62, № 7. — С. 905–915.
18. Kunihiro, Senda, Misao, Namikawa, Yasuyuki, Hayakawa. Electrical Steels for Advanced Automobiles — Core Materials for Motors, Generators, and High-Frequency Reactors // JFE technical report. — 2004. — No. 4. — P. 67–73.
19. Honda, A., Obata, Y., Okamura, S. History and recent development of non-oriented electrical steel in Kawasaki steel // Kawasaki steel technical report. — 1998. — No. 39. — P. 13–20.
20. Oda, Y., Kohno, M., Honda, A. Recent development of non-oriented electrical steel sheet for automobile electrical devices // Journal of Magnetism and Magnetic Materials — 2012. — Vol. 320, No. 20. — P. 2430–2435.
21. Misao, N., Hironori, N., Tsunehiro, Y. High Silicon Steel Sheets Realizing Excellent High Frequency Reactor Performance // JFE technical report. — 2005. — No. 6. — P. 12–17.
22. US Patent № 1965559. Electrical sheet and method and apparatus for its manufacture and test / Goss N. P. — 03.07.1934.
23. Франценюк, И. В., Казаджан, В. Б., Барятинский, В. П. Достижения в улучшении качества электротехнических сталей на НЛМК // Сталь. — 1994. — № 10. — С. 35–38.
24. Трансформаторная сталь / Чуйко Н. М., Мошкевич Е. И., Перевязко А. Т., Галицкий Ю. П. — М. : Metallurgy, 1970. — 264 с.
25. Исследование структурных особенностей сплава Fe-3%Si, легированного медью / В. П. Барятинский [и др.] // Прецезионные сплавы в электротехнике и приборостроении. — М.: Metallurgy, 1984. — С. 33–37.
26. US Pat. № 3873380. Process for making copper-containing oriented silicon steel / Malagari F. A. — 25.03.1975.
27. Method for manufacturing oriented electrical steel sheet by heating slab at low temperature / G. S. Choi, C. S. Lee, J. S. Woo, B. D. Hong. WO95/13401. — 18.05.1995.

28. Xia, Z., Kang, Y., Wang, Q. Developments in the production of grain-oriented electrical steel // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. — 2008. — Vol. 254–255. — P. 307–314.
29. Taguchi, S., Yamamoto, T., Sakakura, A. New Grain-Oriented Silicon steel with high Permeability «Orientcore Hi-B» // *IEEE Trans. on Magnetics*. — 1974. — Vol. 10, No. 2. — P. 123–127.
30. US Pat. № 3159511. Process of producing single-oriented silicon steel. / Taguchi S., Sakakura A. — 01.12.1964.
31. US Pat. № 3287183. Process of producing single-oriented silicon steel sheets having a high magnetic induction / Taguchi S., Sakakura A., Takashima H. — 22.10.1966.
32. Разработка новой электротехнической стали марки RG-H с высокой магнитной индукцией / Матоба И. [и др.] // *Kawaski Steel Giho*. — 1975. — Т. 7, № 2. — С. 175–188.
33. Development of Grain-Oriented Silicon Steel Sheets With Low Iron Loss / T. Sadayori [et al.] // *Kawaski Steel Giho*. — 1989. — Vol. 21, No. 3. — P. 239–244.
34. Takahashi, N., Harase, J. Recent Development of Technology of Grain Oriented Silicon Steel // *Proc. Mater. Science Forum*. — 1996. — Vol. 204–206. — P. 143–145.
35. О стабилизации размера зерна матрицы в тонкой ленте трансформаторной стали / И. К. Счастливцева [и др.] // — *ФММ*. — 1967. — № 5. — С. 929–933.
36. А. с. СССР № 198376. Способ изготовления текстурованной ленты из железокремнистых сплавов / Губернаторов В. В., Садовский В. Д., Соколов Б. К. и др. — 28.06.1967.
37. US Pat. № 3647575. Method for reducing lossiness of sheet metal / Fieldler A., Pepperhoff W. — 07.03.1972.
38. А. с. СССР № 527922. Способ обработки металлических изделий / Губернаторов В. В., Соколов Б. К., Счастливцева И. К. — 13.05.1974.
39. О регулировании размера и формы зерен в трансформаторной стали / И. К. Счастливцева, Б. К. Соколов, Д. Б. Титоров, В. В. Губернаторов // *Институт физики металлов УрО АН СССР*. — 1977. — Вып. 33. — С. 20–25.
40. Влияние характера распределения субструктуры на электромагнитные потери трансформаторной стали / Б. К. Соколов, В. В. Губернаторов, В. А. Зайкова, Ю. Н. Драгошанский // *ФММ*. — 1977. — Т. 44, № 3. — С. 517–522.
41. А. с. СССР № 652230. Способ термообработки электротехнической стали / Соколов Б. К., Губернаторов В. В., Носков М. М., Золотарев А. И. — 15.03.1979.

42. US Patent № 4293350. Stain-oriented electromagnetic Steel Sheet with improved watt loss / Ichiyama T., Yamaguchi S., Iuchi T., Kuroki K. — 06.10.1981 (pr. 26.07.1978).
43. Лобанов, М. Л., Гомзилов, А. И. Формирование текстуры в электро-технической анизотропной стали // Фазовые и структурные превращения в сталях : сб. науч. тр. / под ред. В. Н. Урцева. — Магнитогорск, 2006. — Т. 1, вып. 4. — С. 117–153.
44. Кан, Р. У., Хаазен, П. Т. Физическое металловедение / под. ред. Р. У. Канны. — М. : Metallurgiya, 1987. — 624 с.
45. Shimizu, R., Harase, J., Dingley, D. J. Prediction of secondary recrystallization in Fe-3 %Si by three-dimensional texture analysis // Acta Metal. Mater. — 1990. — Vol. 38, No. 6. — P. 973–978.
46. Титоров, Д. Б. Вторичная рекристаллизация (аномальный рост зерен) в матрице с дисперсными включениями второй фазы // ФММ. — 1992. — Т. 73, № 7. — С. 87–92.
47. Sub-boundaries in abnormally growing Goss grains in Fe- %Si steel / H. K. Park [et al.] // Scripta Materialia. — 2010. — Vol. 62. — P. 376–378.
48. Yasuyuki Hayakawa. Mechanism of secondary recrystallization of Goss grains in grain-oriented electrical steel // Science and Technology of Advanced Materials. — 2017. — Vol. 18, No. 1. — P. 480–497.
49. Андреевко, А. С., Никитин, С. А. Магнитные свойства аморфных сплавов редкоземельных металлов с 3d-металлами // Успехи физических наук. — 1997. — Т. 167, № 6. — С. 605–622.
50. Gießer Klaus. Аморфные сплавы для сердечников распределительных трансформаторов (Hitachi Metglas Europe GmbH) // IX Международная научно-техническая конференция «Перспективы развития электроэнергетики. Энергоэффективность и энергосбережение». (Москва. 29–30 марта 2011 г.). — М., 2011.
51. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Вишняков Я. Д., Бабарэко А. А., Владимиров С. А., Эгиз И. В.. — М. : Наука, 1979. — 344 с.
52. Dislocation boundaries in drawn single crystal copper wires produced by Ohno continuous casting / J. Chen, W. Yan, R. G. Ding, X. H. Fan // Journal of Materials Science. — 2009. — Vol. 44, No. 8. — P. 1909–1917.
53. Waryobar, D. R. Deformation and Annealing Behavior of Heavily Drawn Oxygen Free High Conductivity (OFHC) Copper: Ph. D. Thesis. — Florida : The Florida State University, 2003.
54. Park, H., Lee, D. H. Effects of shear strain and drawing pass on the texture development in copper wire // Materials Science Forum. — 2002. — P. 637–642.

55. Эволюция дислокационных субструктур в мало- и среднеуглеродистых сталях при волочении / В. В. Грачев [и др.] // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия физ.-мат. науки. — 2004. — № 27. — С. 123–129.
56. Влияние скорости деформации на свойства электротехнической меди / Ю. Н. Логинов, С. Л. Демаков, А. Г. Илларионов, А. А. Попов // Металлы. — 2011. — № 2. — С. 31–39.
57. Research of textures of ultrafine grains pure copper produced by accumulative roll-bonding / L. Chen [et al.] // Materials Science and Engineering A. — 2009. — Vol. 508. — P. 37–42.
58. Ватрушин, Л. С., Осинцев, В. Г., Козырев, А. С. Бескислородная медь: справочник. — М. : Металлургия, 1982. — 192 с.
59. Hong, S.-H., Lee, D. N. The evolution of the cube recrystallization texture in cold rolled copper sheets // Materials Science and Engineering A. — 2003. — Vol. 351. — P. 133–147.
60. Lee, D. N. The evolution of recrystallization textures from deformation textures // Scripta Metallurgica Et Materialia. — 1995. — Vol. 32. — P. 1689–1694.
61. Горелик, С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. — М. : Металлургия, 1978. — 568 с.
62. Recrystallization of pure copper investigated by calorimetry and microhardness / G. Benchabane, Z. Boumerzoug, I. Thibon, T. Gloriant // Materials characterization. — 2008. — Vol. 59. — P. 1425–1428.
63. The role of annealing twins during recrystallization of Cu / D. P. Field, L. T. Bradford, M. M. Nowell, T. M. Lillo // Acta materialia. — 2007. — Vol. 55. — P. 4233–4241.
64. Effect of impurities on the recrystallization texture in commercially pure copper-ETP wires / S. Jakani, T. Baudin, C.-H. de Novion, M.-H. Mathoon // Materials Science and Engineering A. — 2007. — Vol. 456. — P. 261–269.
65. Baudin, T., Etter, A. L., Penelle, R. Annealing twin formation and recrystallization study of cold-drawn copper wires from EBSD measurements // Materials characterization. — 2007. — Vol. 58, No. 10. — P. 947–952.
66. Study of deformation microstructure and static recovery in copper after cold drawing / M. Benyoucef, S. Jakani, T. Baudin, M.-H. Mathoon // Materials Science Forum. — 2004. — Vol. 467–470. — P. 27–32.
67. A quantitative analysis of the evolution of texture and stored energy during annealing of cold rolled copper / Ph. Gerber, J. Tarasiuk, Th. Chauveau, B. Bacroix // Acta Materialia. — 2003. — Vol. 51. — P. 6359–6371.

68. Головин, И. С. Зернограничная релаксация в меди до и после равноканального углового прессования и рекристаллизации // Физика металлов и металловедение. — 2010. — Т. 110, № 4. — С. 424–432.
69. Осинцев, О. Е., Федоров, В. Н. Медь: структура, свойства полуфабрикатов // Инженерный журнал. — 2002. — № 4. — С. 1–24.

Учебное издание

**Лобанов Михаил Львович,
Редикульцев Андрей Анатольевич,
Зорина Мария Александровна**

**МЕТАЛЛОФИЗИКА МАТЕРИАЛОВ
ДЛЯ ЭЛЕКТРОМАШИНОСТРОЕНИЯ**

Редактор И. В. Коршунова
Верстка О. П. Игнатьевой

Подписано в печать 25.11.2019. Формат 70×100/16.
Бумага офсетная. Цифровая печать. Усл. печ. л. 11,6.
Уч.-изд. л. 8,46. Тираж 40 экз. Заказ 325

Издательство Уральского университета
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5
Тел.: +7 (343) 375-48-25, 375-46-85, 374-19-41
E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ
620083, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4
Тел.: +7 (343) 358-93-06, 350-58-20, 350-90-13
Факс: +7 (343) 358-93-06
<http://print.urfu.ru>

